



**HAL**  
open science

# Contribution expérimentale à l'étude des interactions dans un turbo réacteur. Application au frottement sec de l'alliage de titane Ti6Al4V et à la caractérisation thermomécanique du matériau abradable AlSi-PE

Laurent Faure

## ► To cite this version:

Laurent Faure. Contribution expérimentale à l'étude des interactions dans un turbo réacteur. Application au frottement sec de l'alliage de titane Ti6Al4V et à la caractérisation thermomécanique du matériau abradable AlSi-PE. Sciences de l'ingénieur [physics]. Université de Lorraine, 2024. tel-04863887

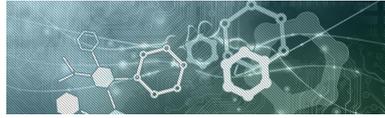
**HAL Id: tel-04863887**

**<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-04863887v1>**

Submitted on 4 Jan 2025

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



École Doctorale : Chimie - Mécanique - Matériaux - Physique

# Habilitation à Diriger des Recherches

mémoire présenté à

**l'Université de Lorraine**

par

**Laurent FAURE**

---

CONTRIBUTION EXPÉRIMENTALE À L'ÉTUDE DES INTERACTIONS DANS UN  
TURBO RÉACTEUR  
APPLICATION AU FROTTEMENT SEC DE L'ALLIAGE DE TITANE Ti6Al4V ET  
À LA CARACTÉRISATION THERMOMÉCANIQUE DU MATÉRIAU ABRADABLE  
ALSi-PE

---

soutenance prévue le 12 Décembre 2024

devant le jury composé de :

<b>Christine BOHER</b>	Professeur - Institut Clément Ader ; IMT Mines Albi	Rapporteur
<b>Marie-Ange BUENO</b>	Professeur - LPMT ; Université de Haute-Alsace	Rapporteur
<b>Aurélien SAULOT</b>	Professeur - LaMCoS ; INSA Lyon	Rapporteur
<b>Nathalie ALLAIN</b>	Professeur - LEM3 ; Université de Lorraine	Examineur
<b>Michael FONTAINE</b>	Professeur - Institut FEMTO-ST ; Supmicrotech-ENSMM	Examineur
<b>Caroline RICHARD</b>	Professeur - LMR ; Polytech'Tours	Examineur
<b>Sylvain PHILIPPON</b>	Professeur - LEM3 ; Université de Lorraine	Parrain
<b>Alain BATAILLY</b>	Professeur titulaire - LAVA ; École Polytechnique de Montréal	Invité



# Préambule

Il y a peu de temps de cela, en écoutant une chronique du physicien et philosophe des sciences Etienne KLEIN sur la genèse de l'univers et son évolution, j'ai appris que le mot hasard tirerait ses origines d'un mot d'origine arabe, az-zhar, signifiant "dé à jouer", mot qui en évoluant s'est transformé en azar en espagnol, puis au fil du temps est parvenu jusqu'à nous sous sa forme actuelle. En réalité, le mouvement d'un dé est régi par des lois parfaitement déterministes et si le résultat d'un lancé de dés nous paraît à priori impossible à prévoir, c'est qu'il est en fait la conséquence de causes bien trop nombreuses pour que nous puissions toutes les identifier et les prendre en compte pour en prédire avec certitude le résultat.

Cette simple anecdote rapportée ici fit alors remonter quelques souvenirs et me rappela qu'en 1998, alors que je quittai ma région d'origine un Diplôme Universitaire de Technologie Génie Mécanique & Productique en poche afin d'intégrer la Licence Technologie et Construction Mécanique de l'Université de Metz, à l'instar d'un lancer de dés, je n'aurais certainement jamais pu envisager l'enchaînement et la combinaison des événements qui allait amener le binôme que j'avais choisi "par hasard" pour m'accompagner en travaux pratiques, à devenir bien des années plus tard le partenaire privilégié de mes activités de recherche, aboutissant finalement à la rédaction de ce manuscrit d'Habilitation à Diriger les Recherches sous son parrainage.

Ma première expérience en recherche débute avec un stage de Diplôme d'Études Approfondies au Laboratoire de Physique et de Mécanique des Matériaux de Metz en 1992. J'intègre alors l'équipe "Conditions Extrêmes" dirigée par le Pr. A. MOLINARI. Sous la conduite du Pr. J. R. KLEPACZKO, mon projet consistait à concevoir et à dimensionner un dispositif expérimental capable de reproduire le procédé d'usinage en coupe orthogonale, plus particulièrement dans son cadre le plus extrême celui de l'Usinage à Grande Vitesse, en fort essor à cette période et impliquant des vitesses de coupe de plusieurs dizaines de mètres par seconde. La solution technique adoptée était basée sur le principe de fonctionnement d'un canon à gaz qui propulserait une éprouvette à usiner fixée à un projectile, sur un dispositif supportant les outils de coupe. Le temps imparti était évidemment bien insuffisant pour conclure l'étude. Néanmoins, à l'issue de ce stage, le service national étant encore d'actualité, j'obtins le statut de scientifique du contingent détaché au laboratoire, ce qui me permit de mener le projet à son terme.

Ayant décidé au cours de cette période de poursuivre dans la voie de la recherche dans la continuité de ce que j'avais amorcé, mes travaux de thèse portèrent principalement sur l'étude de la coupe des aciers en Usinage à Grande Vitesse, en se focalisant sur certains paramètres influençant les efforts

de coupe, la formation de différents types de copeaux et sur les conditions d'apparition des bandes de cisaillement adiabatiques au sein de ces derniers. Ces travaux de nature purement expérimentale constituaient les prémices de ce qui allait motiver mes activités au cours des années suivantes, à savoir la conception, le développement et la mise au point de dispositifs expérimentaux originaux capables de reproduire des procédés ou des phénomènes particuliers dans des conditions de chargement sévères, hors normes pourrait-on dire, tout en veillant à leur adjoindre une chaîne de mesure apte à fournir une représentation fiable des grandeurs physiques mesurées. En 2007, sur sa demande, je rejoignais Sylvain PHILIPPON, ex-binôme, et nouvellement nommé Maître de Conférences à l'ENIM de Metz, pour contribuer à l'essor d'une nouvelle équipe et contribuer au développement de la collaboration qu'il venait d'initier avec la société aéronautique SAFRAN Aircraft Engines. Ce premier contact avec ce secteur industriel allait s'avérer déterminant pour la suite de mes activités qui s'orienteraient principalement vers des problématiques associées aux contacts sévères au sein des turboréacteurs.

Après un chapitre introductif consacré à mes activités initiales de recherche, deux thématiques centrales structurent ce manuscrit. Dans un premier temps, le chapitre sur l'étude du frottement sec appliqué à une gamme de vitesses de glissement s'étendant du quasi-statique à des valeurs de plusieurs dizaines de mètres par seconde propose une présentation des activités que j'ai entreprises avec Sylvain PHILIPPON faisant suite à ses travaux de thèse. Je débute avec les premières applications de son tribomètre consacrées au comportement tribologique de l'alliage de titane Ti6Al4V sous chargement sévère et quasi-instantané. Matériau très présent en aéronautique, ces études ouvriront la voie à l'analyse de la tenue de la liaison aube/rotor d'un turboréacteur suite à un événement exceptionnel de type impact sur pâles.

L'efficacité, le rendement d'un turboréacteur sont en partie liés à l'efficacité des joints abrasables déposés sur les carters dont la fonction protectrice est de s'user préférentiellement en cas de contact avec les aubes. Un deuxième chapitre est ainsi consacré à la problématique de l'édification de lois de comportement de ces matériaux dans des conditions représentatives de fonctionnement du moteur. Je m'intéresse à un type spécifique d'abrasable présent dans les compresseurs basse pression de type AlSi-PE (particules de polyester contenues dans une matrice aluminium silicium). Les méthodes développées pour réaliser et fiabiliser des essais dynamiques de ce matériau de nature hétérogène et poreuse sur barres de Hopkinson y sont présentées.

Pour compléter ce document, un chapitre est spécifiquement consacré à la présentation de mes enseignements, mais également de mes activités administratives qui tiennent une place considérable tout au long de ma carrière. Ainsi, mes responsabilités en tant que chef de département à l'IUT GMP de Metz ou encore en tant que directeur pédagogique de filières par alternance, tout d'abord à l'antenne de GMP à Forbach, puis au sein de la formation d'ingénieurs de l'ENIM de Metz y sont présentées.

Au travers de la lecture de ce manuscrit, je vous invite ainsi à découvrir les diverses étapes et centres d'intérêts qui ont jalonné ma carrière d'enseignant-chercheur jusqu'à aujourd'hui. Mon attrait vers des activités de recherche à caractère essentiellement expérimental, mon investissement conséquent dans les activités de gestion de filières de formation, avec une prédominance pour les formations par alternance, en sont les pivots et j'espère que les pages qui suivront vous permettront d'appréhender tout l'intérêt que j'ai eu à pratiquer ce métier au cours de ces 25 dernières années.

*"Ainsi, dès l'origine, le mot hasard entremêle l'inéluctable et l'imprévisible."*

Etienne KLEIN

# Table des matières

	Page
<b>Table des matières</b>	<b>5</b>
<b>Liste des figures</b>	<b>9</b>
<b>Liste des tables</b>	<b>13</b>
<b>1 Curriculum Vitae</b>	<b>15</b>
1.1 Identification . . . . .	16
1.2 Formation & Diplômes . . . . .	16
1.3 Parcours Professionnel . . . . .	16
1.4 Activités Pédagogiques . . . . .	17
1.5 Activités de recherche . . . . .	17
1.6 Activités administratives . . . . .	18
1.7 Production scientifique . . . . .	19
<b>2 Activités d'enseignement et d'intérêt général</b>	<b>33</b>
2.1 Activités liées à la pédagogie . . . . .	33
2.1.1 Introduction . . . . .	33
2.1.2 Présentation générale des activités d'enseignement . . . . .	34
2.1.3 Disciplines technologiques . . . . .	36
2.1.4 Disciplines scientifiques . . . . .	37
2.1.5 Encadrement de projets et de stages . . . . .	38
2.1.6 Encadrement d'apprentis . . . . .	38
2.2 Responsabilités administratives liées aux activités pédagogiques . . . . .	40
2.2.1 Introduction . . . . .	40
2.2.2 Direction de la section alternance de Génie Mécanique & Productique (GMP) de Forbach . . . . .	40
Développement et pérennisation de la filière . . . . .	41
Gestion du budget . . . . .	41
Gestion des personnels et des emplois du temps . . . . .	42
2.2.3 Direction du département de GMP Metz . . . . .	43
2.2.4 Responsable pédagogique de la formation par alternance École Nationale d'In- génieurs de Metz (ENIM)/Formation Initiale sous Statut Apprenti (FISA) . . . . .	45
2.3 Autres activités d'intérêt général . . . . .	46

<b>3</b>	<b>Activités initiales</b>	<b>49</b>
3.1	Introduction - Usinage aux Grandes Vitesses . . . . .	49
3.2	Acquisition rapide et mesure de la température . . . . .	53
3.3	Autres travaux . . . . .	57
3.3.1	Impacts sur plaques . . . . .	57
3.3.2	Comportement des matériaux . . . . .	59
	Synthèse . . . . .	60
<b>4</b>	<b>Étude du frottement sec</b>	<b>61</b>
4.1	Introduction . . . . .	61
4.2	Frottement acier/acier . . . . .	62
4.2.1	Essais dynamiques à pression modérée . . . . .	62
4.3	Frottement sec d'alliages de titane à grande vitesse . . . . .	65
4.3.1	Contexte : vers des applications aéronautiques ; liaison aube/rotor . . . . .	65
4.3.2	Premières études . . . . .	66
4.3.3	Vers de nouveaux développements . . . . .	70
4.3.4	Essais de vitesse et de pression sur un couple Ti6Al4V/Ti6Al4V . . . . .	73
4.3.5	Mesure de la température à l'interface . . . . .	77
4.3.6	Mécanismes d'usure et endommagement . . . . .	84
4.3.7	Conclusion . . . . .	87
4.4	Essais quasi-statiques à pression élevée pour des aciers . . . . .	89
4.4.1	Présentation et capacité du tribomètre . . . . .	89
4.4.2	Influence des paramètres rugosité et pression . . . . .	92
<b>5</b>	<b>Comportement des abrasables AlSi-PE en conditions représentatives</b>	<b>97</b>
5.1	Introduction - Contexte de l'étude : caractérisation des interactions aubes / abrasables	97
5.1.1	Généralités sur les matériaux abrasables . . . . .	97
5.1.2	Modélisation de l'usure . . . . .	99
5.2	Première tentative de caractérisation : l'essai Brésilien . . . . .	101
5.3	Caractérisation dynamique du comportement de l'AlSi-PE . . . . .	107
5.3.1	Échantillons d'abrasable et essais dynamiques . . . . .	107
	Élaboration des échantillons . . . . .	107
	Validation du Volume Élémentaire Représentatif (VER) . . . . .	108
5.3.2	Adaptation du moyen d'essai au matériau abrasable . . . . .	110
	Banc d'essai dynamique . . . . .	110
	Géométrie de l'éprouvette . . . . .	112
	Pulse shaper . . . . .	113
	Équilibre et critère de RAVICHANDRAN . . . . .	113
	Cold Contact Time (CCT) et effort de serrage . . . . .	114
5.3.3	Campagnes expérimentales . . . . .	117
5.3.4	Identification des lois de comportement . . . . .	119
	Stratégie . . . . .	119
	Vers une première modélisation - Loi bilinéaire . . . . .	120
	Loi de Johnson-Cook . . . . .	125

5.3.5 Conclusion . . . . .	132
<b>6 Projet de recherche</b>	<b>135</b>
<b>Acronymes</b>	<b>143</b>



# Listes des figures

	<b>Page</b>
Figure 1.1 : Contrats et prestations de recherche 2009 - 2023 . . . . .	32
Figure 2.1 : Exemples de sujets traités en enseignement technologique . . . . .	37
Figure 2.2 : Exemples de projets tuteurés . . . . .	39
Figure 2.3 : Frise chronologique des activités d'intérêt général . . . . .	40
Figure 2.4 : Projet de la halle de technologie GMP . . . . .	45
Figure 3.1 : Configuration du canon UGV . . . . .	50
Figure 3.2 : Exemples de signaux de coupe . . . . .	51
Figure 3.3 : Mécanisme de segmentation . . . . .	51
Figure 3.4 : Évolution des efforts longitudinaux en fonction de la vitesse de coupe . . . . .	52
Figure 3.5 : Images de formation de copeaux . . . . .	53
Figure 3.6 : Copeaux & BCA . . . . .	53
Figure 3.7 : Illustration des techniques de mesure de températures par thermocouples . . . . .	54
Figure 3.8 : Implantation du dispositif de mesure de température d'un acier 42CrMo4 . . . . .	55
Figure 3.9 : Profil de température - $V = 20 \text{ m s}^{-1}$ ; $\alpha = 0^\circ$ ; $t_1 = 0,5 \text{ mm}$ . . . . .	56
Figure 3.10 : Modes de fissuration dans une éprouvette avec double entaille . . . . .	57
Figure 3.11 : Propagation de Bandes de Cisaillement Adiabatiques (BCA) dans une plaque impactée . . . . .	58
Figure 3.12 : Signaux d'efforts typiques . . . . .	59
Figure 3.13 : Corrélation vitesse d'impact - vitesse de propagation . . . . .	59
Figure 3.14 : Configurations du dispositif expérimental par impact direct . . . . .	60
Figure 4.1 : Tribomètre par S. PHILIPPON; Version n° 1 . . . . .	62
Figure 4.2 : Nouvelle version du tribomètre; Version n° 2 . . . . .	63
Figure 4.3 : Enregistrement typique des forces au cours d'un essai de frottement $p = 76,3 \text{ MPa}$ ; $V = 1,57 \text{ m s}^{-1}$ . . . . .	64
Figure 4.4 : Implantation du tribomètre sur un canon à gaz associé à un dispositif de prises de vues à haute fréquence. . . . .	65
Figure 4.5 : Architecture d'un turboréacteur - Liaison aube/rotor . . . . .	66
Figure 4.6 : Configuration des essais tribologiques d'un couple Ti6Al4V/Ti6Al4V; Points de mesure des rugosités des échantillons . . . . .	67
Figure 4.7 : Enregistrements typiques des forces au cours d'essais hautes pressions d'un couple Ti6Al4V/Ti6Al4V . . . . .	68

Figure 4.8 : Évolution de la microstructure en sous surface avec la vitesse de glissement . . . . .	69
Figure 4.9 : Décomposition en multi-couches . . . . .	69
Figure 4.10 : Structures lamellaires ; $V = 3,71 \text{ m s}^{-1}$ . . . . .	69
Figure 4.11 : Banc balistique ENIM . . . . .	70
Figure 4.12 : Tribomètre V3 . . . . .	71
Figure 4.13 : Analyse modale . . . . .	71
Figure 4.14 : Enregistrements typiques des signaux de forces sur le tribomètre balistique V3	72
Figure 4.15 : Mesure instantanée de la vitesse par caméra ultra rapide . . . . .	72
Figure 4.16 : Pointage des vitesses et interpolation . . . . .	73
Figure 4.17 : Coefficients de frottement issu de la méthode énergétique et des mesures du tribomètre . . . . .	73
Figure 4.18 : Influence de la pression . . . . .	74
Figure 4.19 : Contact entre 2 corps : surface réelle et surface apparente . . . . .	74
Figure 4.20 : Évolution du coefficient de frottement moyen $\bar{\mu}$ avec la vitesse . . . . .	75
Figure 4.21 : Sensibilité du coefficient de frottement moyen $\bar{\mu}$ au flux thermique . . . . .	75
Figure 4.22 : 3 <sup>ème</sup> corps au sein de l'interface de contact . . . . .	76
Figure 4.23 : Dispositif de mesure des températures à l'interface de glissement . . . . .	78
Figure 4.24 : Observations optiques du thermocouple feuille-pièce après l'opération de rectification (a) et après le processus de frottement (b). . . . .	79
Figure 4.25 : Exemple typique d'un signal de mesure de température (patin fixe) . . . . .	80
Figure 4.26 : Mesure simultanée de la température sur les deux pièces en contact . . . . .	80
Figure 4.27 : Modélisation numérique de l'implantation d'un thermocouple . . . . .	81
Figure 4.28 : Comparaison des températures issues des mesures expérimentales avec les calculs numériques (EF) (avec et sans thermocouple) - $V = 45 \text{ m s}^{-1}$ . . . . .	82
Figure 4.29 : Évolution de la température le long du patin en fonction du temps . . . . .	82
Figure 4.30 : Évolution du flux de chaleur dans le patin $\alpha^P$ en fonction du temps . . . . .	83
Figure 4.31 : Localisation des points de mesure des volumes usés . . . . .	85
Figure 4.32 : Évolution du volume usé en fonction de l'énergie dissipée dans le patin . . . . .	85
Figure 4.33 : Décomposition en sous-couches de la microstructure de l'éprouvette mobile . . . . .	85
Figure 4.34 : Observation de la couche transférée sur 1 mm . . . . .	86
Figure 4.35 : Représentation du procédé ECAE . . . . .	89
Figure 4.36 : Tribomètre haute pression - V1 . . . . .	90
Figure 4.37 : Confinement de l'échantillon et distribution de la pression hydrostatique à l'interface de frottement . . . . .	90
Figure 4.38 : Évolution des coefficients de frottement pour des essais à déplacement contrôlé (DC) - $0,5 \text{ mm min}^{-1}$ . . . . .	91
Figure 4.39 : Évolution des forces tangentielles pour des essais à force contrôlée (FC) . . . . .	91
Figure 4.40 : Micrographies MEB de surfaces usées - surface sablée . . . . .	92
Figure 4.41 : Évolution des coefficients de frottement en fonction de la pression pour des surfaces rectifiées et sablées (Déplacement-Contrôlé) . . . . .	92
Figure 4.42 : Tribomètre haute pression - Nouvelle version . . . . .	94
Figure 4.43 : Évolution des coefficients de frottement pour un acier IF et un aluminium 1050	95

Figure 5.1 :	Structure d'un joint dynamique et différentes classes des abrasables . . . . .	98
Figure 5.2 :	Procédé d'obtention et morphologie d'un abrasable AlSi-PE . . . . .	99
Figure 5.3 :	Tomographie d'un abrasable AlSi-PE . . . . .	99
Figure 5.4 :	Modèle de simulation du contact aube/abrasable COROS . . . . .	100
Figure 5.5 :	Agencement du projet MEDEA . . . . .	101
Figure 5.6 :	Images extraites d'un essai Brésilien d'un AlSi-PE sur banc balistique . . . . .	102
Figure 5.7 :	Configuration expérimentale sur puits de chute . . . . .	103
Figure 5.8 :	Enregistrement typique d'un essai brésilien sur puits de chute ; $V = 2,67 \text{ m s}^{-1}$ - $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	104
Figure 5.9 :	Champs de déplacements $V = 3,57 \text{ m s}^{-1}$ - $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	105
Figure 5.10 :	Vitesses de déformations $V = 3,57 \text{ m s}^{-1}$ - $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	105
Figure 5.11 :	Observations MEB d'un échantillon AlSi-PE ; $V = 2,67 \text{ m s}^{-1}$ - $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	106
Figure 5.12 :	Différentes géométries d'échantillons d'abrasable AlSi-PE . . . . .	108
Figure 5.13 :	Évaluation du volume élémentaire représentatif du matériau AlSi-PE . . . . .	109
Figure 5.14 :	Principe des barres d'Hopkinson et diagramme de Lagrange associé . . . . .	110
Figure 5.15 :	Essais de calibration d'un AlSi-PE ; $V = 13 \text{ m s}^{-1}$ - $\dot{\epsilon} = 1000 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	113
Figure 5.16 :	Analyse de l'état d'équilibre de l'échantillon AlSi-PE ; $V = 13 \text{ m s}^{-1}$ - $\dot{\phi} = 1000 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	114
Figure 5.17 :	Analyse du CCT et du refroidissement des échantillons . . . . .	115
Figure 5.18 :	Mesure des efforts de serrage des barres . . . . .	116
Figure 5.19 :	Essais de répétabilité sur abrasable AlSi-PE ; $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$ - $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	117
Figure 5.20 :	Vitesses de déformation des essais en température ; $T = 60 \text{ }^\circ\text{C}$ à $T = 360 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	117
Figure 5.21 :	Sensibilité à la température en condition quasi-statiques - $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . . . . .	118
Figure 5.22 :	Sensibilité à la température en conditions dynamiques - $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	118
Figure 5.23 :	Essais quasi-statique cycliques de compression à différentes températures . . . . .	118
Figure 5.24 :	Évolution du module de Young en fonction de la température . . . . .	119
Figure 5.25 :	Modèle bilinéaire . . . . .	120
Figure 5.26 :	Comparaison modèle vs expérimental pour les essais quasi statiques $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ - $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	121
Figure 5.27 :	Comparaison modèle vs expérimental pour les essais dynamiques $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$ - $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	121
Figure 5.28 :	Comparaison modèle vs expérimental pour les essais à température ambiante - Sensibilité à la vitesse de déformation linéaire . . . . .	122
Figure 5.29 :	Comparaison modèle vs expérimental pour les essais à température ambiante - Sensibilité à la vitesse de déformation logarithmique . . . . .	122
Figure 5.30 :	Modèle bilinéaire avec la prise en compte des sensibilités à la vitesse de déformation et à la température . . . . .	123
Figure 5.31 :	Confrontation modélisation vs résultats expérimentaux AlSi-PE . . . . .	124
Figure 5.32 :	Analyse de l'échantillon par imagerie grande vitesse et analyse CIN . . . . .	126
Figure 5.33 :	Méthode de calcul de l'échauffement adiabatique . . . . .	129
Figure 5.34 :	Échauffement adiabatique estimé pour une large gamme de température - $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	129
Figure 5.35 :	Comparaison modèle J-C vs expérimental pour les essais quasi-statiques - $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . . . . .	130

Figure 5.36 : Comparaison modèle J-C vs expérimental pour les essais dynamiques - $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	130
Figure 5.37 : Comparaison modèle vs expérimental pour les essais à température ambiante . . . . .	130
Figure 5.38 : Évolution du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la température . . . . .	131
Figure 5.39 : Évolution de l'erreur de modélisation/données expérimentales . . . . .	131
Figure 5.40 : Comparaison modèle J-C modifié vs expérimental pour les essais quasi-statiques - $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . . . . .	132
Figure 5.41 : Comparaison modèle J-C modifié vs expérimental pour les essais dynamiques - $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	132
Figure 6.1 : Essai de cisaillement sur abrasables . . . . .	137
Figure 6.2 : Essai Brésilien sur abrasables . . . . .	138
Figure 6.3 : Dispositif d'essais interrompus Tandem Momentum Trap (TMT) . . . . .	139
Figure 6.4 : Essais d'impact sur pales CMC et métallique . . . . .	141
Figure 6.5 : Fissuration interface substrat - revêtement MAO . . . . .	142

# Listes des tables

	<b>Page</b>
Table 2.1	Disciplines enseignées en carrière et volume horaire correspondant . . . . . 35
Table 2.2	Service annuel, encadrement d'apprentis et de stagiaires . . . . . 36
Table 2.3	Responsabilités, commissions et jurys sur la période 2001 - 2024 . . . . . 48
Table 5.1	Modules de Young issus des essais de compression cyclique quasi statique . . . 119
Table 5.2	Table des paramètres de la formulation thermoélastoviscoplastique. . . . . 123
Table 5.3	Paramètres de la loi bi-linéaire AlSi-PE . . . . . 125
Table 5.4	Paramètres de la loi de Johnson-Cook AlSi-PE . . . . . 130
Table 5.5	Paramètres de la loi de Jonson-Cook modifiée AlSi-PE . . . . . 132



Chapitre **1**

# Curriculum Vitae

## Sommaire

---

1.1	Identification . . . . .	<b>16</b>
1.2	Formation & Diplômes . . . . .	<b>16</b>
1.3	Parcours Professionnel . . . . .	<b>16</b>
1.4	Activités Pédagogiques . . . . .	<b>17</b>
1.5	Activités de recherche . . . . .	<b>17</b>
1.6	Activités administratives . . . . .	<b>18</b>
1.7	Production scientifique . . . . .	<b>19</b>

---

## 1.1 Identification

Nom : **FAURE**  
 Prénoms : **Laurent** Thierry  
 Date de naissance : 22 Mars 1969  
 Corps : Maître de Conférences - CNU : 60<sup>ème</sup> ; Grade : classe exceptionnelle  
 Composante : Institut Universitaire de Technologie de Metz - Université de Lorraine  
 Département : **G**énie **M**écanique & **P**roductique de Metz  
 Laboratoire : Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux  
 LEM3 - UMR CNRS 7239  
 Département : Département 3 : Thermomécanique des **PR**océdés et des Interactions **O**util-  
**M**atière ; T-PRiom  
 Équipe : Thermomécanique du **C**ontact **R**apide ; Axe 1 : Contact rapide  
 Mail laurent.faure@univ-lorraine.fr

## 1.2 Formation & Diplômes

1993 - 1997 **Doctorat** ; Option : Sciences de l'ingénieur ; Intitulé : Mécanique  
 sous la co-direction des Professeurs A. MOLINARI et J.R. KLEPACZKO  
*Université de Metz - France (57)*  
*Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux - LPMM ; UMR CNRS 7554*  
 1990 - 1991 **Diplôme d'Étude Approfondies** - DEA ; Option : Mécanique, Matériaux & Structures  
*Université de Metz - France (57)*  
*Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux - LPMM ; UMR CNRS 7554*  
 1989 - 1990 **Maitrise** ; Option : Technologie de construction  
*Université de Metz - France (57)*  
 1988 - 1989 **Licence** ; Option : Technologie de construction  
*Université de Metz - France (57)*  
 1986 - 1988 **Diplôme Universitaire de Technologie** - DUT ; Option : Génie Mécanique & Productique  
*Université de Limoges (87)*

## 1.3 Parcours Professionnel

2019 - ... **Directeur adjoint de la Formation Initiale sous Statut Apprenti** - FISA  
*Responsable pédagogique en charge de l'innovation*  
*École Nationale d'Ingénieurs de Metz - ENIM*  
 2024 - ... **Maitre de Conférences** - classe exceptionnelle  
*Université de Metz - IUT Génie Mécanique & Productique de Metz*  
 2010 - 2013 **Chef de département**  
*IUT de Metz - Génie Mécanique & Productique*  
 2001../..2015 **Directeur de la Formation par Alternance**  
*IUT de Metz - Génie Mécanique & Productique - Forbach*  
 1999 - 2014 **Maitre de Conférences**  
*Université de Metz - IUT Génie Mécanique & Productique de Metz*  
 1998 - 1999 **½ ATER**  
*Université de Metz - UFR Mathématiques, Informatique, Mécanique*

## 1.4 Activités Pédagogiques

Enseignant-chercheur intervenant au sein des composantes IUT GMP et ENIM de Metz.

### IUT GMP de Metz

BUT 1 <sup>ère</sup> année	Mécanique générale - statique, cinématique	TD, TP
BUT 2 <sup>nd</sup> e année	Mécanique générale - dynamique, énergétique	TD, TP
Suivi de stagiaires	3 à 4 par an	

### ENIM de Metz

FISA 1 <sup>ère</sup> année	Mécanique générale - statique, cinématique	Cours, TD
FISA 2 <sup>nd</sup> e année	Mécanique générale - dynamique, équilibrage	Cours, TD
FISA 3 <sup>ème</sup> année	Mécanique générale - énergétique, vibrations	Cours, TD
Suivi d'apprentis	2 à 3 par année de formation	

## 1.5 Activités de recherche

### Mots clés

comportement dynamique des matériaux, lois de comportement, tribologie, méthodes expérimentales, conditions extrêmes, revêtements, impacts

### Thèmes de recherche

- Étude du comportement thermomécanique des revêtements abrasables sous sollicitations statique et dynamique ; lois de comportement
- Tribologie en conditions extrêmes (vitesses de contact, températures et pressions élevées), analyse des surfaces et péri-surfaces en frottement sec
- Développement de bancs expérimentaux dans le domaine des grandes vitesses d'interaction. Applications à l'usinage, au frottement sec, au contact aube-carter, à la perforation (composites, substrats revêtus)

### Produits de la recherche

- Co-directions, encadrement scientifique de thèses : 4
- Encadrements scientifiques d'études post-doctorales : 3
- Encadrements scientifiques de Master recherche : 17
- Publications dans des revues internationales à comité de lecture : 17 ; H-Index : 11 (10/2024)
- Conférences internationales avec actes : 8
- Conférences nationales ou internationales sans actes : 35
- Dépôts de brevets ou d'invention : 3 (en collaboration avec SAFRAN Aircraft Engines)
- Collaborations et activités contractuelles industrielles de gré à gré :
  - ✓ SAFRAN Aircraft Engines : 3 thèses ; 3 prestations ou contrat de recherche
  - ✓ SAFRAN Tech : 2 prestations ou contrat de recherche
  - ✓ SAFRAN Céramics : 2 prestations ou contrat de recherche
  - ✓ IRT-M2P : 1 thèse ; 2 post-doctorats

### Animations liées à la recherche

- Responsable de l'axe 1 de recherche du département T-PRIOM ; 8 permanents, 6 enseignants-chercheurs (2 PU, 4 MCF) et 2 IGR ; 2018 -2022
- Membre de comités d'organisation de congrès ou conférences :
  - ✓ 33<sup>ème</sup> JIFT ; Metz 2022
  - ✓ 32<sup>ème</sup> JIFT visio ; Metz 2021
  - ✓ EMI ; Metz 2016 (Chairman session " Friction and Interactions at High Velocities of Interfaces in Contact")
  - ✓ NanoSPD6 ; Metz 2014 (Reviewer session SPD Surface-1)
  - ✓ 4<sup>th</sup> EUROMECH Solid Mechanics Conference ; Metz 2000
  - ✓ 1<sup>st</sup> HSM ; Metz 1997

## 1.6 Activités administratives

### Liées à l'enseignement

#### - Gestion -

2019 - ...	Responsable pédagogique FISA/ENIM	Nommé
2010 - 2013	Chef du département GMP de l'IUT de Metz	Élu
2001 - 2010	Directeur de la formation GMP par alternance de Forbach	Nommé
2013 - 2015		

#### - Commissions & conseils ; Responsabilités collectives

2022 - ...	Collégium Technologie de l'Université de Lorraine	Élu (Collège B)
2013 - 2015	Conseil Pédagogique de l'ENIM	Nommé
2013 - ...	Commission VAE de l'ENIM	Nommé
2010 - 2013	Conseil d'administration de l'IUT de Metz	De droit
2010 - 2013	Assemblée des Chefs de Département GMP (ACD)	De droit
2010 - 2015	Commission de choix des enseignants de l'IUT de Metz	Invité
2010 - 2013	Président sous - commissions d'attribution du DUT et LP	De droit
2011 - 2013	Licence Pro. - Maitrise de Conception des Produits Industriels	Responsable
2005 - 2016	Commission VAE du Département GMP	Nommé
2001 - 2015	Jury officiel de l'IUT de Metz	De droit
2001 - 2015	Conseil de département GMP de Metz	De droit/Élu
2001 - 2016	Conseil de perfectionnement de la formation par apprentissage GMP	Nommé
2021 - ...	Conseil de perfectionnement de la formation par apprentissage ITII	Nommé

### Liées à la recherche

2017 - 2022	Pôle scientifique M4 de l'Université de Lorraine	Élu (Collège B)
2017 - ...	Commission d'avancement de grade des MCF HC	Nommé

## 1.7 Production scientifique

### Revue internationale à comité de lecture

- [1] R. Massion, C. Franoux, C. Dureau, J. Vincent, **L. Faure**, S. Philippon  
Enhancement of a tribometer device dedicated to quasi-static friction conditions under high pressure. *Tribology Letters*, 70(2) :58, 2022  
doi : 10.1007/s11249-022-01596-1
- [2] B. Chevrier, J. Vincent , **L. Faure**, S. Philippon  
Identification of constitutive laws parameters by means of experimental tests on AlSi-PE abradable coating. *Materials and Design*, 218 :110673, 2022  
doi : 10.1016/j.matdes.2022.110673
- [3] S. Skiba, B. Chevrier, **L. Faure**, S. Philippon  
Thermoelastoviscoplastic bilinear compressive constitutive law of an AlSi-PE abradable material based on experimental investigations. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 3 :499-508, 2021  
doi : 10.1007/s40870-021-00294-8
- [4] M. Marquer, P. Laheurte, **L. Faure**, S. Philippon  
Influence of 3D-printing on the behaviour of Ti6Al4V in high-speed friction. *Tribology International*, 152 :106557, 2020  
doi : 10.1016/j.triboint.2020.106557
- [5] S. Skiba, **L. Faure**, S. Philippon, J. Papasidero  
Experimental investigation of the mechanical behavior of an AlSi- PE abradable coating at high strain rates for a large range of temperatures. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 6 (2) :213-223, 2020  
doi : 10.1007/s40870-020-00242-y
- [6] M. Marquer, S. Philippon, **L. Faure**, G. Chassaing, J. Tardelli, K. Demmou  
Influence of two APS coatings on the high-speed tribological behavior of a contact between titanium alloys. *Tribology International*, 136 :13-22, 2019  
doi : 10.1016/j.triboint.2019.03.030
- [7] A. Cappella, J. Vincent, S. Philippon, **L. Faure**  
High-speed contact study between a Ti6-Al-4V tool and an abradable coating using ballistic benches and a dynamic compensation approach. *Journal of Friction and Wear*, 38(6) : 444-449, 2017  
doi : 10.3103/S1068366617060022
- [8] Y. Avevor, J. Vincent, **L. Faure**, A. Moufki, S. Philippon  
An ALE approach for the chip formation process in high speed machining with transient cutting conditions : Modeling and experimental validation. *International Journal of Mechanical Science*, 130 :546-557, 2017  
doi : 10.1016/j.ijmecsci.2017.06.021
- [9] G. Chassaing, A. Pougis, S. Philippon, P. Lipinski, **L. Faure**, J. Meriaux, K. Demou, A. Lefebvre  
Experimental and numerical study of frictional heating during rapid interactions of a Ti6Al4V tribopair. *Wear*, 342 :322-333, 2015  
doi : 10.1016/j.wear.2015.09.013

- [10] G. Chassaing, **L. Faure**, S. Philippon, M. Coulibaly, A. Tidu, P. Chevrier, J. Meriaux  
Adhesive wear of a Ti6Al4V tribopair for a fast friction contact. *Wear*, 320 :25–33, 2014  
doi : 10.1016/j.wear.2014.08.001
- [11] A. Pougis, S. Philippon, R. Massion, **L. Faure**, J.J. Fundenberger, L.S. Toth  
Dry friction of steel under high pressure in quasi-static conditions. *Tribology International*, 67 :27-35, 2013  
doi : 10.1016/j.triboint.2013.06.018
- [12] **L. Faure**, B. Bolle, S. Philippon, C. Schuman, P. Chevrier, A. Tidu  
Friction Experiments for titanium alloy tribopairs sliding in dry conditions : Sub-surface and surface analysis. *Tribology International*, 54 :17-25, 2012  
doi : 10.1016/j.triboint.2012.04.007
- [13] M Arzaghi, J.J. Fundenberger, L.S. Toth, R. Arruffat, **L. Faure**, B. Beausir, X. Sauvage  
Microstructure, texture and mechanical properties of aluminum processed by high-pressure tube twisting. *Acta Materialia*, 60(11) :4393-4408, 2012  
doi : 10.1016/j.actamat.2012.04.035
- [14] A. Lodigowski, **L. Faure**, G.Z. Voyiadjis, S. Philippon  
Dry sliding friction experiments at elevated velocities. *Strain*, 47(2), 436-453, (2010)  
doi : 10.1111/j.1475-1305.2010.00785.x
- [15] S. Philippon, G.Z. Voyiadjis, **L. Faure**, A. Lodigowski, A. Rusinek A., P. Chevrier, E. Dossou  
A device enhancement for the dry friction coefficient measurement between steel 1080 and VascoMax with respect to surface roughness changes. *Experimental Mechanics*, 51 : 337-358, 2010  
doi : 10.1007/s11340-010-9368-9
- [16] G. Sutter, **L. Faure**, A. Molinari , N. Ranc, V. Pina  
An experimental technique for the measurement of temperature fields for the orthogonal cutting in High Speed Machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(7) : 671-678, 2003  
doi : 10.1016/S0890-6955(03)00037-3
- [17] G. Sutter, A. Molinari , **L. Faure**, J.R. Klepaczko, D. Dudzinski  
An experimental study of high speed orthogonal cutting. *Journal of Manufacturing Science and Engineering - Transactions of the ASME*, 120(1) :169-172, 1998  
doi : 10.1115/1.2830095

**Conférences internationales avec actes diffusés**

- [1] G. Chassaing, **L. Faure**, S. Philippon, M. Coulibaly, A. Tidu, P. Chevrier, J. Meriaux  
Sliding velocity effects on dry friction in severe conditions for a Ti6-Al-4V tribopair. *NANOSPD 6 - Nanomaterials by Severe Plastic Deformation*, 30 June - 4 July 2014, Metz (France)
- [2] A. Pougis, S. Philippon, R. Massion, **L. Faure**, J.-J. Fundenberger, L.S. Toth  
Dry friction of steel under high pressure in quasi-static conditions. *NANOSPD 6 - Nanomaterials by Severe Plastic Deformation*, 30 June - 4 July 2014, Metz (France)
- [3] L. Maire, **L. Faure**, S. Philippon, M. Novelli, G. Marco, T. Czerwiec, T. Grosdidier  
Influence of duplex USSP/Nitriding surface treatments on the dry sliding behavior of Ti6Al4V/AISI 316L tribopairs. *International Conference on Structural Integrity*, 1-4 September 2015. Funchal, Madeira (Portugal)
- [4] G. Chassaing, A. Pougis, S. Philippon, P. Lipinski, J. Meriaux, **L. Faure**  
Temperature measurement during frictional interaction at very high velocity for a Ti6-Al-4V tribopair. *Ti-2015 : 13<sup>th</sup> World Conference on Titanium*, 16-20 August 2015, San Diego (USA)
- [5] **L. Faure**, S. Philippon, A. Lodygowski, G.Z. Voyiadjis, A. Rusinek, P. Chevrier, E. Dossou  
Design of a dynamometer capable of capturing the dry friction force in dynamic conditions. *International Workshop in memory of J.R. Klepaczko*, 13-15 May 2009, Metz (France)
- [6] G.Z. Voyiadjis, B. Deliktas, A. Lodygowski, B.N. Palazotto, S. Philippon, A. Rusinek, **L. Faure**  
High rate and frictional effects in wear of metals. *International Workshop in memory of J.R. Klepaczko*, 13-15 May 2009, Metz (France)
- [7] **L. Faure**, G. Sutter, J.R. Klepaczko  
Experimental study of adiabatic shear band propagation in impacted plates. *6<sup>th</sup> International Conference on Mechanical and Physical Behaviour of Materials Under Dynamic Loading*, 25-29 Septembre 2000, Krakow, (Poland)
- [8] G. Sutter, **L. Faure**, A. Molinari, A. Delime, D. Dudzinski  
Experimental analysis of the cutting process and chip formation at high speed machining. *EURO-DYMAT 97 : 5<sup>th</sup> International Conference on Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamics Loading*, 22-26 September 1997, Toledo (Spain)

**Conférences Nationales, avec ou sans Actes, et Conférences Internationales sans Actes**

- [1] B. Chevrier, J. Vincent, **L. Faure**, S. Philippon  
Proposition of constitutive laws of AlSi-PE abradable coating for a compressive thermomechanical characterization *5<sup>th</sup> LightMAT : International Conference on Light Materials - Science and Technology*, 21-23 June 2023, Trondheim (Norway)
- [2] L. Gicquel, J.F. Brunel, J. Vincent, P. Dufresnoy, **L. Faure**, S. Philippon, J. Philippe  
Contact rotor/stator : le revêtement abradable, une solution efficace et complexe. *33<sup>ème</sup> JIFT : Journées Internationales Francophones de Tribologie*, 1-3 Juin 2022, Metz (France)
- [3] B. Chevrier, J. Vincent, **L. Faure**, S. Philippon  
Caractérisation thermomécanique en compression du revêtement abradable AlSi-PE : Identification de lois de comportement thermoelastoviscoplastique *25<sup>ème</sup> CFM : Congrès Français de Mécanique*, 29 Aout - 2 Septembre 2022, Nantes (France)
- [4] A. Pavlik, A. Cappella, J. Vincent, M. Coulibaly, **L. Faure**, G. Marcos, T. Czerwiec, S. Philippon  
Traitement Duplex d'un acier AISI 316 LM : micro-structuration de la surface par gravure ionique suivie d'une nitruration assistée plasma. Influence des paramètres du traitement sur les propriétés tribologiques. *45<sup>ème</sup> congrès du traitement thermique et des traitements de surface - A3TS*, 14 Juin 2018, Bordeaux (France)
- [5] R. Massion, C. Dureau, **L. Faure**, S. Philippon  
New tribometer for dry friction under high pressure in quasi-static conditions. *18<sup>th</sup> Nordic Symposium on Tribology - NORDTRIB 2018*, 18-21 June 2018, Uppsala (Sweden)
- [6] M. Marquer, S. Philippon, **L. Faure**, J. Tardelli  
Influence de la formation d'un troisième corps sur les affectations thermique et mécanique. *30<sup>ème</sup> JIFT : Journées Internationales Francophones de Tribologie*, 16-18 Mai 2018, Sophia Antipolis (France)
- [7] A. Pavlik, A. Cappella, J. Vincent, M. Coulibaly, **L. Faure**, G. Marcos, T. Czerwiec, S. Philippon  
Étude de l'influence d'un traitement Duplex sur les les propriétés tribologiques d'un acier AISI 316 LM. *30<sup>ème</sup> JIFT : Journées Internationales Francophones de Tribologie*, 16-18 Mai 2018, Sophia Antipolis (France)
- [8] S. Skiba, B. Martinet, A. Cappella, **L. Faure**, S. Philippon, J. Papisidero  
Étude du comportement thermomécanique dynamique d'un revêtement abradable à base AlSi-PE sur barres de Kolsky. *30<sup>ème</sup> JIFT : Journées Internationales Francophones de Tribologie*, 16-18 Mai 2018, Sophia Antipolis (France)
- [9] C. Dureau, R. Massion, **L. Faure**, S. Philippon  
Nouveau tribomètre pour frottement à sec sous haute pression en conditions quasi-statiques. *30<sup>ème</sup> JIFT : Journées Internationales Francophones de Tribologie*, 16-18 Mai 2018, Sophia Antipolis (France)
- [10] S. Skiba, B. Martinet, **L. Faure**, A. Cappella, S. Philippon, J. Papisidero  
Thermomechanical behavior investigation of an AlSi-PE coating on Split Hopkinson Pressure Bar. *2<sup>nd</sup> ICILSM : International Conference on Impact Loading of Structures and Materials*, 7-11 May 2018, Xi'an (China)

- [11] B. Martinet, S. Skiba, M. Marquer, A. Cappella, **L. Faure**, S. Philippon  
Interaction forces' measurement for very short-lived contacts at high velocities. *EUROMAT-2017*, 17-22 September 2017, Thessaloniki (Greece)
- [12] S. Philippon, R. Massion, **L. Faure**, Z. Beisi  
Dry friction under high pressure in quasi-static conditions. *EMI-2016, Engineering Mechanics Institute Conference*, 25-27 Octobre 2016, Metz (France)
- [13] A. Cappella, J. Vincent, S. Philippon, **L. Faure**  
Dynamic compensation applied to high-speed interactions for contacts of short duration and high loading force. *13<sup>th</sup> International Conference on High Speed Machining*, 4-5 Octobre 2016, Metz (France)
- [14] J. Vincent, **L. Faure**, S. Philippon, Y. Venunye Avevor, A. Moufki  
On the use of an experimental device developed for investigating severe interactions in aircraft engines to study High-Speed milling of aluminium alloys. *ICILSM-2016, 1<sup>st</sup> International Conference on Impact Loading of Structures and Materials*, 22-26 May 2016, Turino (Italy)
- [15] A. Cappella, J. Vincent, S. Philippon, **L. Faure**  
Méthode expérimentale pour la mesure de l'évolution des efforts lors d'interactions de très courte durée. *JIFT 2016*, 27-29 Avril 2016, St Étienne (France)
- [16] G. Chassaing, N. Gey, A. Tidu, **L. Faure**, J. Meriaux  
How the sub-surface microstructure of a Ti-6Al-4V tribopair evolves due to dry friction at high sliding velocity. *TI-2015 : 13<sup>th</sup> World Conference on Titanium*, 16-20 August 2015, San Diego (USA)
- [17] G. Chassaing, A. Pougis, S. Philippon, P. Lipinski, J. Meriaux, **L. Faure**  
Initiation of adhesive wear during frictional interaction at very high velocity for a Ti-6Al-4V tribopair. *Ti-2015 : 13<sup>th</sup> World Conference on Titanium*, 16-20 August 2015, San Diego (USA)
- [18] M. Langlois, X. Boidin, J.-F. Witz, V. Magnier, **L. Faure**, Y. Desplanques  
Comportement mécanique de matériaux abrasables sous sollicitations dynamique multiaxiales. *Mecamat*, 26-20 Janvier 2015, Aussois (France)
- [19] G. Chassaing, M. Marquer, L. Maire, J. Vincent, **L. Faure**, S. Philippon  
Interaction force measurement in case of quasi - instantaneous loadings : application to sever contact in turbomachine. *Ecotrib 2015*, 3-5 June 2015, Lugano (Switzerland)
- [20] G. Chassaing, **L. Faure**, S. Philippon, A. Tidu, P. Chevrier, J. Mériaux  
Usure adhésive à haute vitesse de glissement pour un contact Ti6-Al-4V/Ti6-Al-4V. *JIFT 2014*, 26-28 Mai 2014, Mulhouse (France)
- [21] G. Chassaing, P. Chevrier, **L. Faure**, S. Philippon, J. Mériaux  
Experimental study of dry friction at high sliding velocity for titanium alloy tribopairs. *7<sup>th</sup> International Workshop 2013 on Dynamic Behavior of Materials and its Applications in Industrial Processes*, 8-10 May 2013, Madrid-Léganes (Spain)
- [22] A. Pougis, J.-J. Fundenberger, **L. Faure**, S. Philippon, R. Arruffat  
Mesure du coefficient de frottement sec sous haute pression - Application aux procédés d'hyper-déformation. *JIFT 2012*, 9-11 Mai 2012, Aix-en-Provence (France)

- [23] A. Pougis, J.-J. Fundenberger, **L. Faure**, S. Philippon, R. Arruffat, L.S. Tóth  
Measurement of friction under high pressure - Application to severe plastic deformation processes  
*TMS 2012*, 11-15 March 2012, Orlando (USA)
- [24] A. Carmasol, S. Philippon, P. Chevrier, **L. Faure**  
Couplage thermique des aspérités d'un contact plan aux grandes vitesses de glissement. *20<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique*, 29 Août - 2 Septembre 2011, Besançon (France)
- [25] A Lefebvre, O. Sinot, N. Becker, **L. Faure**, A. Torrance  
Optimisation des conditions de dressage et d'avivage d'une meule diamant par analyse topographique. *20<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique*, 29 Août - 2 Septembre 2011, Besançon (France)
- [26] A. Pougis A., J.-J. Fundenberger, R. Arruffat, L.S. Toth, M. Arzaghi, O. Bouaziz, D. Barbier, **L. Faure**  
A new SPD process for tubes : high pressure tube twisting (HPTT) - Modelling and first experiments. *Int. Conf. Bulk Nanostructured Mater., BNM 2011*, 14-18 August 2011, Ufa (Russia)
- [27] M. Arzaghi, J.- J.Fundenberger, B. Beausir, L.S. Toth, X. Sauvage, R. Arruffat, **L. Faure**  
Grain refinement and microstructural properties of aluminium alloys processed by a New SPD technique : high pressure tube twisting (HPTT). *Thermec City 2011, 7<sup>th</sup> International Conference on Advanced Materials*, 1-5 August 2011, Quebec (Canada)
- [28] S. Philippon, **L. Faure**, P. Chevrier  
Nouvelle approche expérimentale de la mesure du coefficient de frottement aux grandes vitesses de glissement. *Journée Scientifique Gi2M : Surfaces Techniques et Caractérisation*, 30 Septembre 2010, Metz (France)
- [29] **L. Faure**, S. Philippon, A. Lodygowski, G.Z. Voyiadjis, A. Rusinek, P. Chevrier, E. Dossou  
Evolution of an original device allowing the determination of the dry friction coefficient in dynamic conditions. *Theoretical and Experimental Approaches for the Dynamic Industrial Processes*, Carlos III University in Madrid, 24-26 June 2009, Madrid-Léganes (Spain)
- [30] S. Philippon, P. Chevrier, A. Rusinek, O. Sinot, A. Lefebvre, P. Lipinski, P. Viéville, **L. Faure**, E Dossou  
Études expérimentales d'interaction aux grandes vitesses : Application au frottement de glissement sec. *Mecadymat*, 1-2 Avril 2009, Bourges (France)
- [31] **L. Faure**, S. Philippon, A. Lodygowski, G. Voyiadjis, A. Rusinek, P. Chevrier, E. Dossou  
Conception d'un dynamomètre destiné à mesurer le coefficient de frottement sec dans des conditions dynamiques. *15<sup>ème</sup> Colloque National de la Recherche en IUT (CNRIUT)*, 8-10 Juin 2009, Villeneuve d'Ascq (France)
- [32] **L. Faure**, J.R. Klepaczko, G. Sutter  
Experimental study of adiabatic shear bands propagation in impacted plates. *4<sup>th</sup> EUROMECH Solid Mechanics Conference*, 26-30 Juin 2000, Metz (France)
- [33] G. Sutter, **L. Faure**, A. Delime, A. Molinari, D. Dudzinski  
High speed machining experiments. *1<sup>st</sup> International Conference on High Speed Machining*, 1-3 Juin 1997, Metz, (France)

- [34] G. Sutter, **L. Faure**, A. Molinari, A. Delime, D. Dudzinski  
Experimental analysis of the cutting process and chip formation at high speed machining 5<sup>th</sup> *International DYMAT conference*, 22-26 September 1997, Toledo (Spain)
- [35] G. Sutter, A. Molinari, **L. Faure**, J.R. Klepaczko, D. Dudzinski  
An experimental study of high speed orthogonal cutting. *EXPLOMET*, 21-24 June 1995, El Paso (USA)

## Brevets

Les brevets apparaissant dans cette section sont des brevets nationaux qui ont été déposés en collaboration avec notre partenaire industriel Safran Aircraft Engines (SAE) au cours des travaux de thèse de MM. MARTINET Baptiste, SKIBA Stéphane et CHEVRIER Boris.

- [1] *Dispositif pour la mise en oeuvre d'essais brésiliens*  
Dépôt : 28/11/2018  
Inventeurs : S. Skiba, **L. Faure**, S. Philippon  
Numéro d'enregistrement INPI : FR1871768
- [2] *Procédé de fabrication d'une éprouvette massique en matériau abradable pour des essais de caractérisation*  
Inventeurs : S. Skiba, B. Martinet, **L. Faure**, S. Philippon, J. Vincent  
Dépôt : 28/06/2019  
Numéro d'enregistrement INPI : FR1907181
- [3] *Banc expérimental de caractérisation thermomécanique des matériaux abradables par compression uni-axiale interrompue*  
Dépôt : 13/12/2021  
Inventeurs : B. Chevrier, **L. Faure**, S. Philippon  
Numéro d'enregistrement INPI : FR2113378

### 3 - Liste des co-directions de thèses

- [1] *Étude expérimentale et modélisation du comportement d'un contact entre alliages de titane frottant à grande vitesse*  
Doctorant : **Guillaume CHASSAING**  
Direction : P. Chevrier (LaBPS 50%), L. Faure (LEM3 50%)  
Période : Février 2013 - Décembre 2015 ; CIFRE Snecma (SAFRAN Aircraft Engines)  
Soutenance : 04 Décembre 2015
- [2] *Comportement mécanique de matériaux abrasables sous sollicitations dynamiques multiaxiales*  
Doctorant : **Médéric LANGLOIS**  
Direction : Y. Desplanques (LML-Lille 20%), L. Faure (LEM3 20%), X. Boidin (LML 20%), V. Magnier (LML 20%), J.F. Witz (LML 20%)  
Période : Janvier 2013 - Décembre 2015 ; CIFRE Snecma (SAFRAN Aircraft Engines) - Ecole doctorale SPI Villeneuve d'Ascq (59)  
Note : Cette thèse n'a pas été soutenue mais s'est conclue par la rédaction d'un rapport scientifique pour la société SAFRAN Aircraft Engines
- [3] *Détermination des lois de comportement et d'endommagement sous chargement dynamique et thermique de matériau abrasables*  
Doctorant : **Stéphane SKIBA**  
Direction : S. Philippon (LaBPS 50%), L. Faure (LEM3 50%)  
Période : Février 2017 - Décembre 2019 ; CIFRE SAFRAN Engines Aircraft  
Soutenance : 17 Décembre 2019

Participation à l'encadrement scientifique de thèse

- [4] *Étude comparative du comportement tribologique de revêtements CoCrAlYSiBN et MAO frottant à grande vitesse sur un alliage de titane*  
Doctorant : **Mathieu MARQUER**  
Direction : S. Philippon (LEM3 50%), P. Chevrier (LEM3 50%)  
Période : Novembre 2013 - Novembre 2017 ; IRT M2P  
Soutenance : 30 Novembre 2017

Participation à un comité de suivi de thèse

*Domaines d'utilisation des matériaux abrasables pour une application du compresseur haute pression du turboréacteur : étude de l'activation des mécanismes d'endommagement*

Doctorant : **Boris CHEVRIER**  
Direction : S. Philippon (LEM3 50%), M. Coulibaly (LEM3 50%)  
Comité : L. Faure (LEM3), G. Dessein (LGP -Tarbes)

### Jurys de thèse

Titre : *Étude numérique des phénomènes de contact en usinage*  
Auteur : **Rachid CHERIGUENE**  
Direction : A. Molinari, H. Miguelez, A. Rusinek (co-tutelle)  
Examineurs : M. A. Naya Villaverde, C. Vallellano, J. A. Canteli, **L. Faure**  
Soutenance : 09/12/2009 à Madrid

## Encadrements d'études Post-Doctorales

J'ai également participé directement à l'encadrement de 4 post-doctorats portant sur le comportement en frottement d'un acier revêtu chrome dur, l'endommagement des matériaux abrasables ou encore la détermination du coefficient de frottement sous hautes pressions.

- [1] *Étude du frottement sec d'un acier 15CDV6 revêtu chrome dur : application au dispositif pin-on-disk*  
Post-Doctorant : **Mathieu MARQUER**  
Direction : S. Philippon (LEM3), L. Faure (LEM3 50%)  
Période : 01 Janvier 2018 - 31 Septembre 2019 ; IRT M2P
- [2] *Étude sur le frottement sec et à grande vitesse d'un acier 15CDV6 revêtu de Chrome dur*  
Post-Doctorant : **Mathieu MARQUER**  
Direction : S. Philippon (LEM3), L. Faure (LEM3 50%)  
Période : 01 Novembre 2019 - 31 Mars 2020 ; IRT M2P
- [3] *Étude de l'endommagement de matériaux abrasables sous chargement dynamique pour différents paramètres de chargement et différents paramètres de projection*  
Post-Doctorant : **Julien VINCENT**  
Direction : S. Philippon (LEM3), L. Faure (LEM3 50%)  
Période : 16 Mars 2015 - 18 Décembre 2015 ; SAFRAN Aircraft Engines (Snecma)
- [4] *Analyse thermomécanique du contact frottant*  
Post-Doctorant : **Arnaud POUGIS**  
Direction : S. Philippon (LEM3), L. Faure (LEM3 50%)  
Période : 1 Décembre 2015 - 1 Décembre 2016 ; LEM3 (Financement région)

## Encadrements de MASTER de recherche

Les travaux de Master recherche que j'ai co-encadrés (19 au total) ont porté sur des études de frottement concernant entre autre la mesure du coefficient de frottement pour des conditions spécifiques en vitesse ou en pression notamment, mais aussi sur le comportement dynamiques des abrasables en lien avec les thèses que j'ai encadrées. A noter que les étudiants repérés par un "\*" ont poursuivi en thèse par la suite.

- [1] *Conception d'un appareillage autorisant des essais balistiques à haute température sur composites à matrice céramique*  
Étudiant : **Antoine MONNET\***  
Encadrement : L. Faure (LEM3 50%), J. Vincent (LEM3-CNRS)  
01 Octobre 2022 - 30 Juin 2023 (Université de Lorraine)
- [2] *Caractérisation du comportement en compression uniaxiale, sous chargement quasi-statique, dynamique et thermique, d'un matériau abrasable - AlSi-hBN (METCO 320NS)*  
Étudiant : **Tristan DUMET\***  
Encadrement : L. Faure (LEM3 50%), S. Philippon (LEM3)  
01 Octobre 2022 - 30 Juin 2023 (Université de Lorraine / SAFRAN Aircraft Engines)

- 
- [3] *Caractérisation d'un alliage Ti-6Al-4V pour une large plage de vitesses de déformation et pour une large gamme de température (cryogénie et hautes températures)*  
Étudiant : **Appoline JOUFFROY**  
Encadrement : L. Faure (LEM3 50%), S. Philippon (LEM3)  
01 Octobre 2019 - 30 Juin 2020 (Université de Lorraine / SAFRAN Aircraft Engines)
- [4] *Caractérisation du comportement mécanique du Ti-6Al-4V à grandes vitesses de déformation pour une large gamme de température.)*  
Étudiant : **Boris CHEVRIER\***  
Encadrement : L. Faure (LEM3 50%), S. Philippon (LEM3)  
01 Octobre 2018 - 30 Juin 2019 (Université de Lorraine / SAFRAN Aircraft Engines)
- [5] *Détermination expérimentale de coefficients de frottements en conditions quasi-statique sous haute pression*  
Étudiant : **Clément DUREAU\***  
Encadrement : R. Massion (LEM3), L. Faure (LEM3 25%), S. Philippon (LaBPS)  
01 Octobre 2016 - 30 Juin 2017 (Université de Lorraine)
- [6] *Étude d'un alliage de titane soumis à sollicitation de fretting*  
Étudiant : **Nicolas UHRING**  
Encadrement : L. Faure (LEM3 50%), S. Philippon (LaBPS)  
01 Octobre 2016 - 30 Juin 2017 (Université de Lorraine)
- [7] *Étude expérimentale du frottement pour des matériaux hyperdéformés*  
Étudiant : **Beisi ZHANG**  
Encadrement : L. Faure (LEM3 50%), R. Massion (LEM3)  
11 Avril 2016 - 30 Juin 2016 (Université de Lorraine)
- [8] *Mesure tri-axiale de l'effort et de la température en coupe orthogonale d'un abrasable 2043 aux grandes vitesses d'interactions pour différentes températures*  
Étudiant : **Baptiste MARTINET\***  
Encadrement : S. Philippon (LaBPS 40%), L. Faure (LEM3 30%), A. Capella (LaBPS 30%)  
01 Octobre 2015 - 30 Juin 2016 (Université de Lorraine / SAFRAN Aircraft Engines)
- [9] *Détermination du comportement des abrasables Al-Si pour une large gamme de vitesse de déformation*  
Étudiant : **Stéphane SKIBA\***  
Encadrement : L. Faure (LEM3 40%), S. Philippon (LaBPS), A. Capella (LaBPS)  
01 Octobre 2015 - 30 Juin 2016 (Université de Lorraine / SAFRAN Aircraft Engines)
- [10] *Influence d'un traitement de surface sur le comportement tribologique du couple TA6V/AISI316L*  
Étudiant : **Ludovic MAIRE\***  
Encadrement : L. Faure (LEM3 30%), S. Philippon (LaBPS), T. Grosdidier (LEM3), T. Czierwiec (IJL), G. Marcos (IJL)  
01 Octobre 2014 - 30 Juin 2015 (Université de Lorraine)
-

- 
- [11] *Mesure du frottement sec aux grandes vitesses de glissement pour un couple alliage de titane composite.*  
Étudiant : **Benjamin SCHOLTES\***  
Encadrement : L. Faure (LEM3 50%), S. Philippon (LaBPS)  
01 Octobre 2012 - 30 Juin 2012 (Université de Lorraine / SNECMA)
- [12] *Détermination du coefficient de frottement à haute vitesse du contact TA6V/TA6V et TA6V/TA6V revêtu CuNiIn : impact de la vitesse de frottement.*  
Étudiant : **Guillaume CHASSAING\***  
Encadrement : L. Faure (LEM3 40%), S. Philippon (LaBPS), P. Chevrier (LaBPS)  
01 Octobre 2012 - 30 Juin 2012 (Université de Lorraine / SNECMA)
- [13] *Détermination du coefficient de frottement à haute vitesse entre un composite tissé 3D et du Titane.*  
Étudiant : **Vincent LECUYER**  
Encadrement : S. Philippon (LaBPS), L. Faure (LEM3 40%), P. Chevrier (LaBPS),  
01 Octobre 2012 - 30 Juin 2012 (Université de Lorraine / SNECMA)
- [14] *Détermination du coefficient de frottement à haute vitesse pour un couple abrasable M601-TA6V.*  
Étudiant : **Pierre MICHEL**  
Encadrement : S. Philippon (LaBPS), P. Chevrier (LaBPS), L. Faure (LEM3 25%)  
01 Octobre 2012 - 30 Juin 2012 (Université de Lorraine / SNECMA)
- [15] *Effet de traitement de surface par Laser sur le titane TA6V.*  
Étudiant : **Naoual SABKI\***  
Encadrement : L. Lavis (ICB), B. Bolle (LPMM), A. Tidu (LPMM), L. Faure (LPMM 10%)  
01 Octobre 2011 - 30 Juin 2011 (Université de Metz / ICB Bourgogne)
- [16] *Étude de surfaces et sous surfaces d'alliage de titane en liaison avec des conditions de frottement : cas du TA6V.*  
Étudiant : **Jean ARMATTOE**  
Encadrement : L. Faure (LPMM 33%), S. Philippon (LaBPS), A. Tidu (LPMM),  
01 Octobre 2010 - 30 Juin 2010 (Université de Metz)
- [17] *Étude comparative de l'abrasabilité de dépôts obtenus par les procédés plasma et coldspray : influence de la microstructure.*  
Étudiant : **Pierric GUILLEMOT**  
Encadrement : P. Chevrier (LaBPS), S. Philippon (LaBPS), V. Guipont (Mines Paris), L. Faure (LPMM 10%)  
01 Octobre 2009 - 30 Juin 2009 (Université de Metz / Mines Paris)
- [18] *En UGV, étude des efforts de coupe, de l'usure des plaquettes en fonction de la vitesse.*  
Étudiant : **Cynthia DREISTADT\***  
Encadrement : L. Faure (LPMM 50%), G. Sutter (LPMM)  
01 Octobre 2001 - 30 Juin 2001 (Université de Metz)
- [19] *En UGV, étude de l'usure des plaquettes et de la formation du copeau en fonction de la vitesse.*  
Étudiant : **Bertrand PETIT**  
Encadrement : L. Faure (LPMM 50%), G. Sutter (LPMM)  
01 Octobre 2001 - 30 Juin 2001 (Université de Metz)
-

#### 4 - Autres : Contrats industriels

##### Contrats d'accompagnement de thèses

- [1] *Domaine d'utilisation des matériaux abrasables pour une application compresseur haute pression de turboréacteur : étude de l'activation de mécanismes d'endommagement*  
Partenaire : **Safran Aircraft Engines** ; 12/2020 - 12/2024 ; L. Faure, S. Philippon 169 000 €
- [2] *Étude et optimisation de procédés de fonctionnalisation de surfaces et de sub surfaces : application au frottement d'alliages légers et d'aciers*  
Partenaire : **Région Grand Est** ; 01/2016 - 12/2019 ; L. Faure, S. Philippon 98 000 €
- [3] *Détermination de lois de comportement et d'endommagement sous chargement dynamique et thermique de matériaux abrasables de compresseur haute pression*  
Partenaire : **Safran Aircraft Engines** ; 01/2017 - 12/2019 ; L. Faure, S. Philippon 57 500 €
- [4] *Identifications des mécanismes d'endommagement d'un matériau abrasable de compresseur haute pression en condition de contact représentatif*  
Partenaire : **Safran Aircraft Engines** ; 01/2017 - 12/2019 ; L. Faure, S. Philippon 156 800 €
- [5] *Étude comparative du comportement tribologique de revêtements CoCrAlYSiBN et Micro-Arc-Oxidation frottant à grande vitesse sur un alliage de titane*  
Partenaire : **IRT M2P** ; 01/2013 - 12/2015 ; L. Faure, S. Philippon 186 750 €
- [6] *Comportement mécanique de matériaux abrasables sous sollicitations multi axiales*  
Partenaire : **Snecma** ; 01/2013 - 12/2015 ; L. Faure, S. Philippon 25 500 €
- [7] *Étude expérimentale et modélisation du comportement d'un contact entre alliages de titane frottant à grande vitesse*  
Partenaire : **Snecma** ; 01/2013 - 12/2015 ; L. Faure, S. Philippon 136 536 €

##### Contrats de co-financement Master recherche ou post-doctoral

- [8] *Détermination d'une loi de comportement en compression, sous chargement dynamique et thermique, d'un matériau abrasable AlSi-hBN*  
Partenaire : **Safran Aircraft Engines** ; 01/2023 - 06/2023 ; L. Faure, S. Philippon 5 000 €
- [9] *Étude du frottement sec et à grande vitesse d'un acier 15CDV6 revêtu CHROME DUR*  
Partenaire : **IRT M2P** ; 01/2018 - 12/2018 ; L. Faure, S. Philippon 30 000 €
- [10] *Étude du frottement sec d'un acier 15CDV6 revêtu CHROME DUR - Application au dispositif Pin-On-Disk*  
Partenaire : **IRT M2P** ; 01/2017 - 12/2017 ; L. Faure, S. Philippon 48 000 €
- [11] *Étude de l'abrasable M2043 sous chargement dynamique*  
Partenaire : **Snecma** ; 01/2015 - 12/2015 ; L. Faure, S. Philippon 54 909 €

- [12] *Détermination du coefficient de frottement à haute vitesse du contact TA6V/TA6V et TA6V/TA6V revêtu CuNiIn : Impact de la vitesse de frottement*  
Partenaire : **Snecma** ; 01/2012 - 06/2012 ; L. Faure, S. Philippon 14 959 €

### Contrats ou prestations de recherche industriels

En parallèle de mes activités de recherche, j'ai également mené une forte activité de prestations de recherche principalement pour le compte de plusieurs branches du groupe SAFRAN, telles que SAFRAN Aircraft Engines, SAFRAN Tech, SAFRAN Ceramics ou encore SAFRAN Composites.

- [1] *Réalisation d'impacts critères NDS pleine pâle aube FAN - Étude*  
Partenaire : **Safran Aircraft Engines** ; 2024 ; L. Faure, J. Vincent 28 000 €
- [2] *Essais d'impact sur éprouvettes de pales CMC*  
Partenaire : **Safran Ceramics** ; 2023 ; L. Faure, J. Vincent 8 500 €
- [3] *Réalisation d'impacts critères NDS pleine pâle aube FAN - Pré-étude*  
Partenaire : **Safran Aircraft Engines** ; 2023 ; L. Faure, J. Vincent 5 000 €
- [4] *Réalisation d'essais de tirs sur pièces (RM7) en TiAl*  
Partenaire : **Safran Aircraft Engines** ; 2023 ; L. Faure, J. Vincent 56 339 €
- [5] *Campagne d'essais d'impact sur éprouvettes en TiAl - T° 700 °C*  
Partenaire : **Safran Tech.** ; 2022 ; L. Faure, J. Vincent 35 000 €
- [6] *Campagne d'essais sur éprouvettes CMC et comparaison avec matériaux connus - T° 700 °C*  
Partenaire : **Safran Ceramics** ; 2022 ; L. Faure, J. Vincent 30 000 €
- [7] *Campagne d'essais sur éprouvettes CMC et comparaison avec matériaux connus - T° ambiante*  
Partenaire : **Safran Ceramics** ; 2022 ; L. Faure, J. Vincent 30 000 €
- [8] *Réalisation d'une campagne d'essais d'impacts sur plaques composites revêtues*  
Partenaire : **Safran Tech.** ; 2021 ; L. Faure, J. Vincent 2 733 €
- [9] *Détermination de critères d'endommagement sous chargements dynamique et thermique de matériaux abrasables AlSi-PE et METCO2043*  
Partenaire : **Safran Aircraft Engines** ; 2019/2020 ; L. Faure, S. Philippon 65 000 €
- [10] *Étude balistique en température sur structures composites.*  
*Institut de soudure - Projet ENSEMBLE*  
Partenaire : **Institut de Soudure** ; 2019/2021 ; L. Faure, J. Vincent, S. Philippon 90 221 €
- [11] *Essais d'impact sur éprouvette spécifique*  
Partenaire : **Turbo méca** ; 2013 ; L. Faure, S. Philippon 16 936 €

Bien qu'assez complètes les listes ci-dessous ne font cependant pas apparaître d'autres opérations de moindre importance. Ainsi, depuis les débuts de mon intégration au sein de l'équipe de S. PHILIPPON, le montant des contrats auxquels j'ai directement participé s'élève à environ 1 827 000 €, dont la répartition est montrée à la FIGURE 1.1.

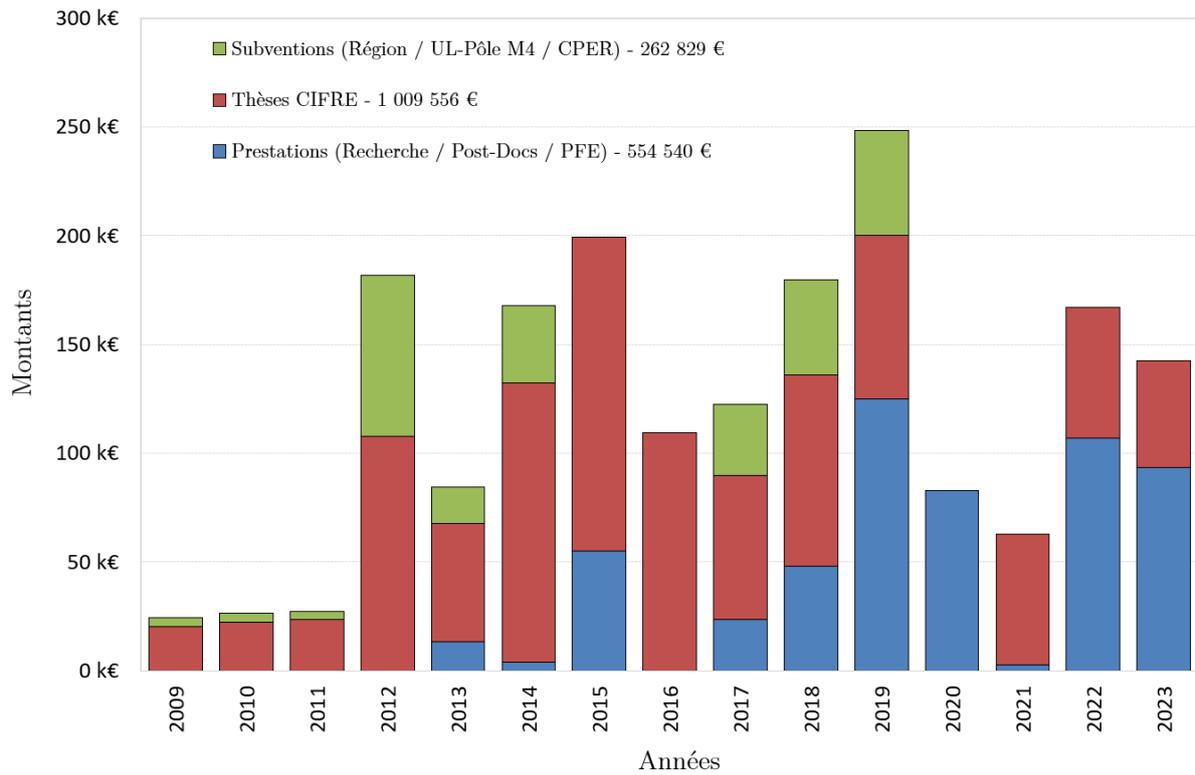


FIGURE 1.1 – Contrats et prestations de recherche 2009 - 2023

# Activités d'enseignement et d'intérêt général

## Sommaire

---

2.1	Activités liées à la pédagogie . . . . .	<b>33</b>
2.1.1	Introduction . . . . .	33
2.1.2	Présentation générale des activités d'enseignement . . . . .	34
2.1.3	Disciplines technologiques . . . . .	36
2.1.4	Disciplines scientifiques . . . . .	37
2.1.5	Encadrement de projets et de stages . . . . .	38
2.1.6	Encadrement d'apprentis . . . . .	38
2.2	Responsabilités administratives liées aux activités pédagogiques . . . . .	<b>40</b>
2.2.1	Introduction . . . . .	40
2.2.2	Direction de la section alternance de GMP de Forbach . . . . .	40
2.2.3	Direction du département de GMP Metz . . . . .	43
2.2.4	Responsable pédagogique de la formation par alternance ENIM/FISA . . . . .	45
2.3	Autres activités d'intérêt général . . . . .	<b>46</b>

---

## 2.1 Activités liées à la pédagogie

### 2.1.1 Introduction

C'est au cours de l'année universitaire 1997 - 1998 que je dispense mes premiers cours à l'Université de Metz au sein de la composante Mathématique - Informatique - Mécanique (MIM), sur un support de 1/2 poste ATER, en charge des travaux dirigés de dimensionnement des structures et de cinématique du solide pour des étudiants de licence. Intéressé depuis toujours par l'enseignement, cette première expérience a conforté mon désir et mon envie de poursuivre dans cette voie vers une carrière d'Enseignant - Chercheur.

J'ai ainsi intégré l'Université de Metz (devenue Université de Lorraine en 2012) en tant que Maître de Conférences 60<sup>ème</sup> section en Septembre 1999, rattaché au département GMP de l'Institut Universitaire de Technologie (IUT) et au Laboratoire de Physique et de Mécanique des Matériaux (LPMM), devenu Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3) en 2011. J'ai alors eu en charge les cours et travaux dirigés de thermodynamique, les travaux dirigés et travaux pratiques de fabrication mécanique par commande numérique (tournage et fraisage), ainsi que le cours d'initiation à la théorie des engrenages en conception mécanique, le tout en seconde année de formation. L'année suivante, en complément de ces activités, j'ai choisi d'intervenir en conception assistée par ordinateur sous SolidWorks au sein de la section par alternance du département GMP, délocalisée au centre de formation des apprentis de Forbach situé à environ 65 km de Metz. C'est à cette occasion que je découvris pour la première fois le milieu de l'apprentissage dans l'enseignement supérieur, domaine qui allait par la suite devenir un axe majeur de mon engagement dans le déroulement de ma carrière. Peu après, en 2002, j'intégrai comme vacataire en mécanique générale la formation par alternance de l'ENIM, formation en partenariat avec l'Institut des Techniques d'Ingénieur de l'Industrie (ITII) Lorraine. Depuis, j'y enseigne sans discontinuité et en assure la coresponsabilité depuis 2019.

### 2.1.2 Présentation générale des activités d'enseignement

Les IUT ont été créés en 1966 pour pallier un manque de cadres intermédiaires au sein des entreprises. Leurs missions essentielles consistent à délivrer une formation à insertion professionnelle immédiate à Bac+2 (Diplôme Universitaire de Technologie (DUT)), préparer les étudiants à une insertion professionnelle à Bac+3 (Licence Professionnelle), ou encore préparer les étudiants à une poursuite d'études en Master ou Écoles d'ingénieurs ou de commerce. Depuis leur création, ces composantes universitaires ont connu de nombreuses réformes destinées à adapter la formation des étudiants à l'évolution de la société afin de favoriser leur réussite et leur insertion au sein du monde professionnel. La dernière d'entre elles datant de Septembre 2021, accompagnée de profondes modifications en lien avec la structure des enseignements ou encore avec le système d'évaluation à travers l'Approche Par Compétences (APC), acte la fin du DUT après 55 ans d'existence et marque l'avènement du Bachelier Universitaire de Technologie (BUT) en réponse à la demande croissante des entreprises en jeunes diplômés Bac+3.

Avant cette récente réforme, le département GMP de Metz proposait aux étudiants (entre 250 et 300 suivant les années) des formations Bac+2 et Bac+3 sous statut étudiant à Metz et apprenti à Forbach. Ainsi, depuis ma nomination, mes diverses activités d'enseignement se sont partagées entre deux composantes de l'Université, le département GMP et l'ENIM couvrant ainsi tous les niveaux de formation de Bac+1 à Bac+5. La TABLE 2.1 synthétise les enseignements que j'ai dispensés au cours de cette période et le volume horaire moyen associé.

Il est important de noter que les premières années de ma carrière ont été marquées par un fort investissement au sein de la section par apprentissage de GMP de Forbach où peu de collègues étaient enclins à se déplacer. J'y ai ainsi effectué un service annuel de plus de 100h. Cette activité entraîna une perte de temps conséquente en raison de l'éloignement géographique et des déplacements répétés. Afin de valoriser cet engagement, en plus d'y consacrer une part élevée de mon enseignement, je décidai d'en prendre la responsabilité pédagogique et administrative dès 2001, et ce, jusqu'en 2016 en deux mandats distincts.

Discipline	Format	Volume annuel	Composante	Niveau	Période
<b>Théorie des engrenages</b>	Cours / T.D.	<b>72 h</b>	IUT GMP	L2	1999 - 2004
<b>Thermodynamique</b>	Cours / T.D.	<b>48 h</b>	IUT GMP	L2	1999 - 2006
<b>Usinage C.N.</b>	T.D. / T.P.	<b>32 h</b>	IUT GMP	L1	1999 - 2008
<b>C.A.O. (SolidWorks)</b>	T.P.	<b>24 h</b>	IUT GMP app	L2	2003 - 2007
<b>Mécanique des fluides</b>	Cours / T.D.	<b>24 h</b>	IUT GMP	L2	2010 - 2015
<b>Statique - Cinématique</b>	Cours / T.D.	<b>80 h</b>	IUT GMP app	L1	1999 - 2015
	Cours / T.D.	<b>40 h</b>	IUT GMP	L1	2008 - ...
	Cours / T.D.	<b>40 h</b>	ENIM/FISA	L3	2015 - ...
<b>Dynamique des systèmes</b>	Cours / T.D. / T.P.	<b>72 h</b>	IUT GMP	L2	2004 - ...
	Cours / T.D.	<b>40 h</b>	ENIM/FISA	M1	2009 - ...
<b>Énergétique</b>	Cours / T.D.	<b>24 h</b>	ENIM/FISA	M2	2009 - ...
<b>Vibrations</b>	Cours - T.D.	<b>24 h</b>	ENIM/FISA	M2	2017 - ...

TABLE 2.1 – Disciplines enseignées en carrière et volume horaire correspondant

Compte tenu de la structure particulière de la formation en IUT, il est demandé au personnel enseignant un investissement important pour en assurer le bon fonctionnement et ceci à tous niveaux (enseignements, suivis de stage, encadrements d'apprentis, responsabilités administratives), investissement dont les effets ont été amplifiés au sein du département par un taux d'encadrement historiquement bas (entre 50% et 60%). La TABLE 2.2 synthétise ma charge pédagogique annuelle en heures Eq. TD sur l'ensemble des établissements dans lesquels j'interviens depuis ma nomination. Elle fait également apparaître le nombre d'apprentis techniciens ou ingénieurs que j'ai encadrés sur cette même période.

Mon service d'enseignement a bien évidemment évolué au gré des adaptations des divers programmes pédagogiques consécutives aux différentes réformes. Néanmoins, ces données font globalement apparaître une charge d'enseignement élevée avec une moyenne annuelle proche de 340 h Eq. TD, conséquence à la fois d'une nécessité de service au sein du département évoquée précédemment, mais également d'un choix personnel visant à diversifier les publics étudiants présentant des niveaux d'écoute différents.

J'ai ainsi tout au long de mon exercice essayé d'aborder nombre de disciplines et de faire évoluer mon enseignement face aux étudiants. Le fait d'intervenir au sein de plusieurs établissements, face à des types de public différenciés et d'origines variées est relativement astreignant, mais à mon sens permet de diversifier ses méthodes d'enseignement ainsi que de tisser des liens mutuellement profitables avec les collègues des autres établissements sur les contenus pédagogiques. J'ai ainsi pendant de nombreuses années mixé mes enseignements entre des disciplines de cœur métier du diplôme GMP comme la construction mécanique, la conception assistée par ordinateur ou encore l'usinage par commande numérique en tournage et fraisage, et des disciplines plus théoriques telles que la mécanique du solide, la thermodynamique, la mécanique des fluides. Depuis quelque temps cependant, consécutivement à l'évolution des maquettes pédagogiques et des divers recrutements de collègues, je me consacre exclusivement à l'enseignement de la mécanique du solide en GMP et à l'ENIM/FISA.

Année universitaire	Heures Eq. TD			Nombres d'apprentis			Stagiaires et projets
	IUT GMP	ENIM ITII-MP	Total	IUT GMP	ENIM ITII-MP	Total	
1999/2000	252	-	<b>252</b>	3	-	<b>3</b>	<b>4</b>
2000/2001	320	-	<b>320</b>	5	-	<b>5</b>	<b>6</b>
2001/2002	284	-	<b>284</b>	5	-	<b>5</b>	<b>6</b>
2002/2003	233	116	<b>349</b>	5	1	<b>6</b>	<b>7</b>
2003/2004	219	141	<b>360</b>	1	2	<b>3</b>	<b>8</b>
2004/2005	239	118	<b>357</b>	2	3	<b>5</b>	<b>7</b>
2005/2006	244	145	<b>389</b>	2	3	<b>5</b>	<b>6</b>
2006/2007	240	122	<b>362</b>	2	3	<b>5</b>	<b>6</b>
2007/2008	195	185	<b>380</b>	3	3	<b>6</b>	<b>2</b>
2008/2009	202	99	<b>301</b>	2	3	<b>5</b>	<b>3</b>
2009/2010	200	122	<b>322</b>	4	3	<b>7</b>	<b>3</b>
2010/2011	212	114	<b>326</b>	2	3	<b>5</b>	<b>6</b>
2011/2012	310	85	<b>395</b>	3	3	<b>6</b>	<b>10</b>
2012/2013	258	89	<b>347</b>	2	3	<b>5</b>	<b>7</b>
2013/2014	246	110	<b>356</b>	6	3	<b>9</b>	<b>7</b>
2014/2015	271	140	<b>411</b>	5	3	<b>8</b>	<b>4</b>
2015/2016	229	148	<b>377</b>	5	3	<b>8</b>	<b>2</b>
2016/2017	219	106	<b>325</b>	1	4	<b>5</b>	<b>3</b>
2017/2018	204	156	<b>360</b>	2	5	<b>7</b>	<b>3</b>
2018/2019	175	150	<b>325</b>	2	4	<b>6</b>	<b>5</b>
2019/2020	198	158	<b>356</b>	2	7	<b>9</b>	<b>1</b>
2020/2021	186	166	<b>352</b>	-	5	<b>5</b>	<b>6</b>
2021/2022	164	194	<b>358</b>	-	6	<b>6</b>	<b>6</b>
2022/2023	151	225	<b>376</b>	-	6	<b>6</b>	<b>4</b>

TABLE 2.2 – Service annuel, encadrement d'apprentis et de stagiaires

### 2.1.3 Disciplines technologiques

Bien que je ne pratique plus depuis une quinzaine d'années déjà l'enseignement technologique, difficile de passer sous silence cette part de mes activités. J'ai en effet entamé ma carrière par l'enseignement de la théorie des engrenages, module destiné aux étudiants de GMP de seconde année. Les thèmes abordés couvraient les domaines liés à l'étude du fonctionnement général (équilibrage des glissements, dépôts de dentures...) jusqu'aux calculs liés à leur dimensionnement et aux techniques de fabrication - FIGURE 2.1 -.

En outre, la formation d'un diplômé DUT incorpore une part importante de travaux pratiques, environ un tiers du volume global, et c'est dans ce contexte que parallèlement à ces premières interventions assez théoriques, j'ai dispensé aux étudiants de GMP de première année un module uniquement dédié à l'usinage par commande numérique (tournage et fraisage). À partir de plan de pièces simples présentant certaines particularités géométriques, l'objectif consistait à élaborer un programme d'usinage en code ISO, de l'implémenter dans une machine et finalement de réaliser l'opération d'usinage, l'assistance informatique Fabrication Assistée par Ordinateur (FAO) n'étant à cette période qu'à ses prémices. Enfin, pour clore cette section, j'ai pratiqué l'enseignement de la conception mécanique, exclusivement l'apprentissage de la Conception Assistée par Ordinateur (CAO) sous Solidworks™.

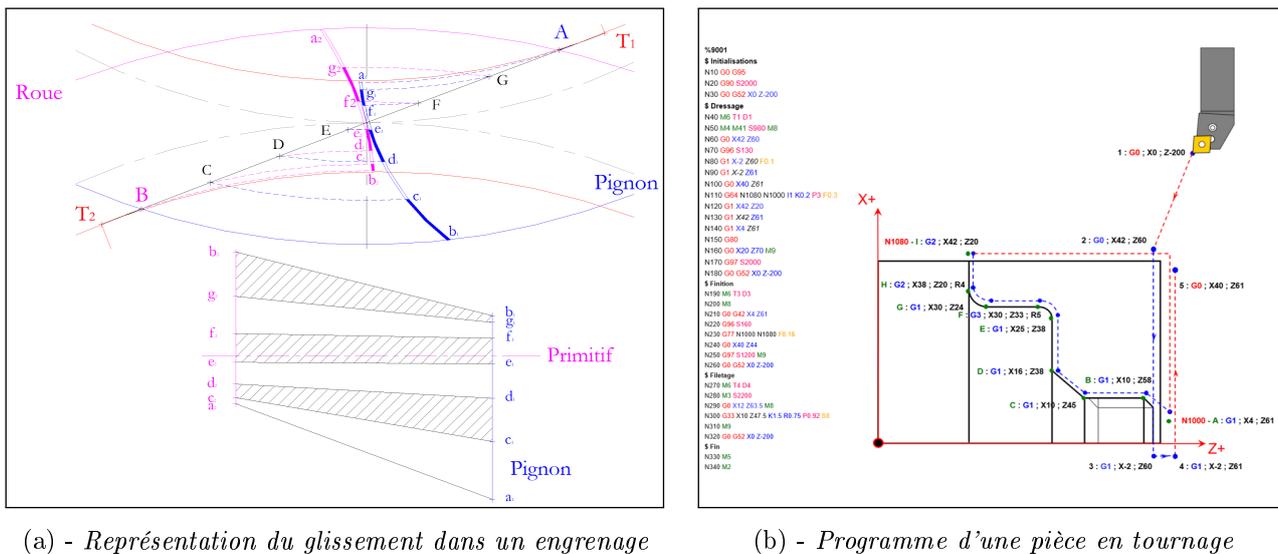


FIGURE 2.1 – Exemples de sujets traités en enseignement technologique

### 2.1.4 Disciplines scientifiques

Des disciplines telles que la thermodynamique ou encore la mécanique des fluides ont à présent disparu du programme pédagogique national de GMP. Après les avoir enseignées durant quelques années, je me suis ensuite essentiellement consacré à la mécanique du solide. J'assume ainsi la responsabilité du module de mécanique des solides des deux premières années de formation en GMP sous statut étudiant (niveau L1/L2) et des trois années à l'ENIM/FISA (niveau L3, M1, M2).

Dans ce cadre, j'entreprends diverses actions en collaboration avec les collègues afin d'accorder nos activités. Étant donné qu'en GMP les cours magistraux ne sont à présent plus aux programmes, les séances proposées aux étudiants combinent les séquences de cours et les exercices d'application, aboutissant à un panachage Cours / T.D.. Bien qu'à mon sens cette solution ne soit vraiment pas profitable aux étudiants issus des récentes réformes du baccalauréat et dont les cursus de formation sont multiples, en début de chaque semestre nous définissons les différentes séquences pédagogiques et leur contenu, afin de nous adapter au mieux à ces nouveaux profils.

En 2022, j'ai pris en charge la mise en place de nouvelles séquences de travaux pratiques pour les trois années du BUT, comprenant la rénovation et la modernisation des laboratoires ainsi que de l'ensemble des bancs expérimentaux pour un budget d'environ 20 k€. À l'ENIM/FISA j'ai entrepris avec deux autres collègues intervenant dans la formation sous statut étudiant d'harmoniser les enseignements

entre les deux types de formation. Ceci se traduit concrètement par des échanges de ressources et la rédaction d'un recueil d'exercices communs aux deux formations.

### 2.1.5 Encadrement de projets et de stages

Une particularité des IUT est de proposer aux étudiants une formation théorique assez approfondie, mais aussi de consacrer une part importante à un apprentissage pratique par le biais de projets qu'ils doivent réaliser individuellement ou par petits groupes de 2 à 3 étudiants. En complément de mes heures d'enseignement, j'assure ainsi le suivi de nombreux projets annuels. De nature hétéroclite, ces travaux sont pour la plupart du temps orientés vers la conception puis la réalisation de maquettes aidant à l'apprentissage et à la compréhension de diverses technologies ou bien sont consacrés à la conception de systèmes mécaniques originaux. Citons par exemple, la conception d'une maquette détaillant le fonctionnement d'un différentiel de voiture à partir d'une vidéo, la conception et la réalisation d'un moteur Stirling de type Gamma ou encore l'étude théorique et la création d'un mécanisme animé de type Jansen (de l'artiste Néerlandais Théo Jansen) simulant un mouvement de marche - FIGURE 2.2 -. Certains autres projets sont orientés vers des applications plus concrètes, comme la rénovation d'un banc de TP servant à quantifier les pertes de charges dans un circuit hydraulique ou encore la mise en plan d'un lanceur à gaz à haute pression en lien avec nos activités de recherche. En règle générale, je définis ces projets dans le but de promouvoir notre département lors d'opérations de communication telles que les journées portes ouvertes ou les journées d'immersion des lycéens. Enfin chaque année, j'encadre également 2 à 4 étudiants GMP en stage d'entreprise de fin de cursus, portant ainsi le total de mes encadrements de stages ou projets à 139.

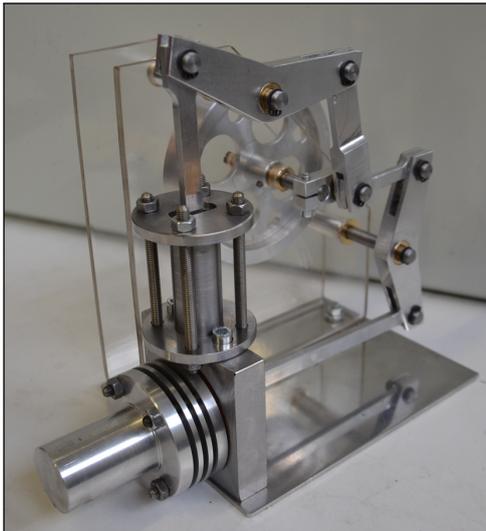
### 2.1.6 Encadrement d'apprentis

Étant donné la dimension de mon investissement dans l'alternance tout au long de ma carrière, en tant que responsable de formation par alternance - SECTIONS 2.2.2 et 2.2.4 -, j'ai décidé de consacrer à ce manuscrit une section particulière à mon activité d'encadrement d'apprentis. Bien qu'ayant opté pour une carrière d'enseignant-chercheur à caractère surtout académique, j'ai néanmoins toujours désiré maintenir autant que possible un contact auprès des entreprises du milieu industriel. Les formations par alternance dans lesquelles j'évoluais m'offraient cette opportunité. Ainsi, très rapidement j'ai suivi des apprentis en qualité de tuteur académique (encadrant issu du centre de formation) au sein de diverses sociétés de la région, tout d'abord dès le commencement de ma carrière en 1999 au sein de la section du département GMP de Forbach puis rapidement en 2002 à l'ENIM/FISA. Les apprentis étant avant tout des salariés de leurs entreprises d'accueil, ils occupent des postes de futurs techniciens supérieurs ou ingénieurs au sein de leur service. J'ai eu ainsi l'opportunité d'intervenir chez Continental Pneus, Messier Bugati, PSA, Thyssen Krupp, Magna Châssis, SMART France, Fonderie Lorraine et bien d'autres encore, grands groupes, Petites et Moyennes Entreprises/Très Petites Entreprises (PME/TPE), situés pour leur grande majorité dans l'environnement géographique proche des sites de formation académique de Forbach ou de Metz.

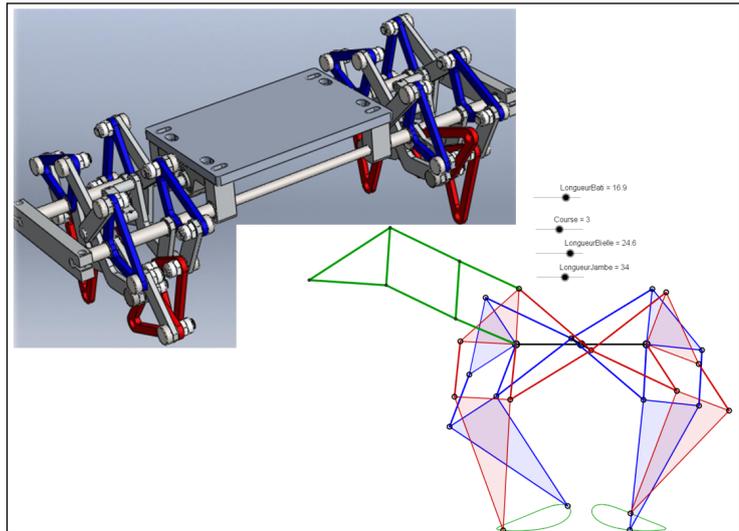
Le tuteur académique est le principal lien entre les acteurs de la formation (alternants et maîtres d'apprentissage). Il assure ainsi un rôle de référent et de conseil vis-à-vis de l'alternant et l'accompagne grâce à un dialogue permanent avec le maître d'apprentissage par l'intermédiaire de plusieurs visites sur site par année (au minimum 3). Le travail de l'alternant en entreprise préfigure ce qui lui sera

demandé dans le cadre de son futur emploi. La formation en entreprise d'un apprenti s'effectue ainsi au moyen de plusieurs projets dont la nature et la difficulté dépendent du secteur d'activités dans lequel il évolue, mais aussi de son niveau de formation.

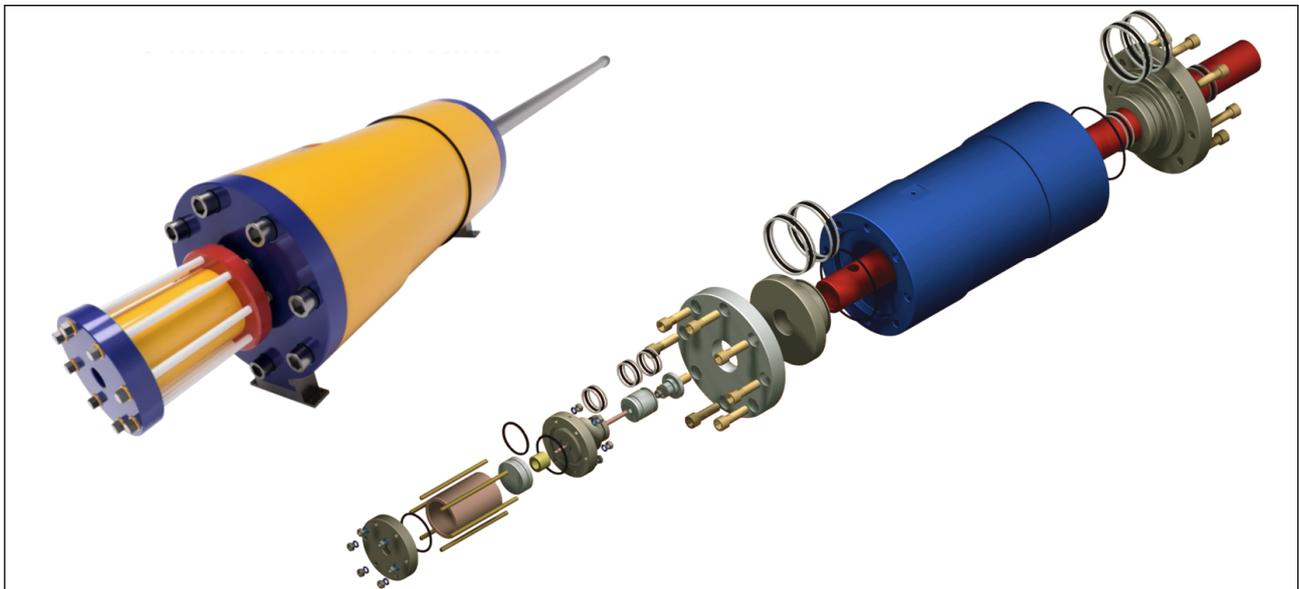
Que ce soit au sein de l'IUT GMP de Forbach ou à l'ENIM/FISA, j'ai eu en charge au total 58 apprentis (27/31). Je peux ainsi affirmer posséder une connaissance assez élargie du tissu industriel lorrain au travers de l'encadrement d'un large panel de travaux, s'étendant du simple projet d'intégration d'un technicien supérieur de quelques semaines au projet de fin d'études d'un futur ingénieur de plusieurs mois.



(a) - Moteur Stirling



(b) - Mécanisme de Jansen



(c) - Canon haute pression

FIGURE 2.2 – Exemples de projets tuteurés

## 2.2 Responsabilités administratives liées aux activités pédagogiques

### 2.2.1 Introduction

Le métier de Maître de Conférences offre cette opportunité et cette richesse de pouvoir exercer simultanément un panel d'activités qui à priori présentent très peu de points communs. Une des difficultés à l'exercer consiste à aboutir à un équilibre de sorte que chacun puisse s'en acquitter de manière rigoureuse et consciencieuse. Beaucoup évidemment s'épanouiront dans le cadre de leurs travaux de recherche, d'autres y parviendront également au travers de leurs activités d'enseignement. Néanmoins, parmi toutes les fonctions qu'il est possible d'exercer au cours d'une carrière d'enseignant-chercheur, celle qui recueille certainement le moins de suffrages et de considération sont celles liées aux responsabilités administratives. Souvent associées à des tâches chronophages, prenantes, peu valorisantes, parfois à l'intérêt limité voire inexistant, elles sont toutefois nécessaires et indispensables au bon fonctionnement des composantes d'enseignement et de recherche dans lesquelles nous évoluons quotidiennement. J'y ai trouvé de mon côté une occasion de pratiquer des activités stimulantes en lien avec des interlocuteurs multiples et dans des domaines très diversifiés. Ainsi, parallèlement à mes travaux d'enseignement et de recherche, j'ai assuré de nombreuses fonctions administratives depuis le début de ma carrière.

La synthèse qui suit résume vingt et une années de ma carrière en responsabilités administratives liées aux activités pédagogiques, reflet de ma volonté d'exercer des tâches d'intérêt général au sein de mon établissement d'affectation. Ce chapitre détaillera mes actions les plus significatives qui chronologiquement consistent en la gestion de la formation GMP par alternance de Forbach durant 13 ans (divisée en 2 périodes), la direction du département GMP de Metz pendant 3 ans et de 2019 à 2024 la codirection de la formation par alternance de l'ENIM/FISA en tant que responsable de la formation pédagogique - FIGURE 2.3 -. À noter que depuis la rentrée 2024, suite à la vacance du poste, j'ai été nommé à la direction de cette formation.

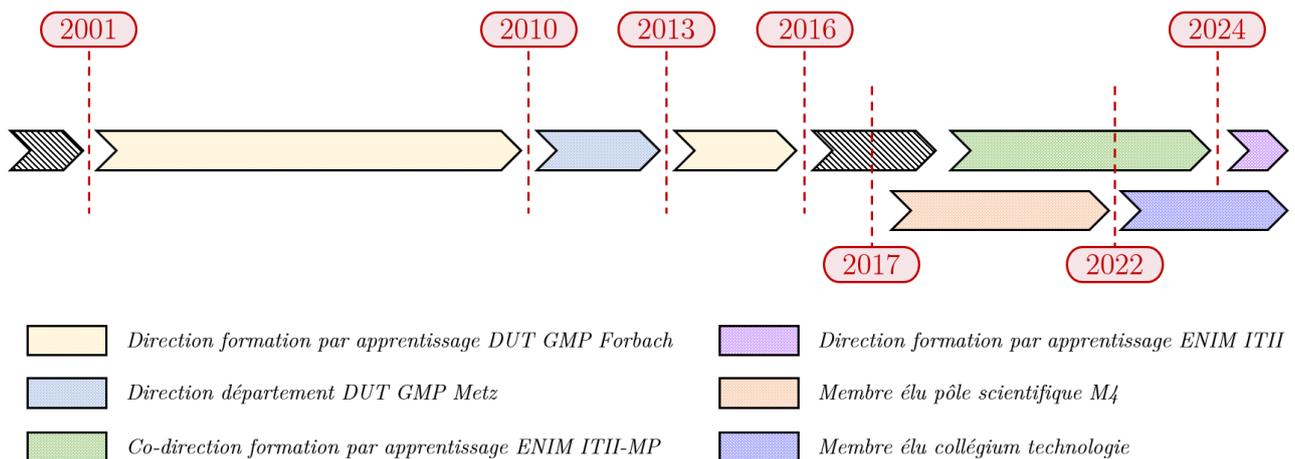


FIGURE 2.3 – Frise chronologique des activités d'intérêt général

### 2.2.2 Direction de la section alternance de GMP de Forbach

Dès le commencement de mes activités professionnelles, j'ai eu à cœur d'exercer des responsabilités administratives au sein de mon établissement d'affectation. Comme je l'ai précédemment évoqué - SECTION 2.1.2 -, lorsque j'ai entamé ma carrière, les circonstances m'ont amené à intervenir de façon

récurrente dans la section par apprentissage du département GMP à Forbach. Cette formation initiée en 1996 et toujours en place actuellement, offre la possibilité aux jeunes étudiants de réaliser leur cursus DUT par la voie de l'alternance entre le centre de formation et leur entreprise d'accueil.

Une opportunité s'est rapidement présentée avec la vacance du poste de directeur de la formation. Au-delà du rôle de gestionnaire consistant à gérer l'ensemble des aspects humains et administratifs relatifs à ce poste, cette fonction m'a permis de découvrir le secteur de l'alternance et les particularités qui lui sont associées. Ainsi, après une première année consacrée uniquement à l'enseignement, j'ai décidé en 2001 de prendre en charge la gestion de cette formation délocalisée. La Direction du département de l'époque me laissant alors une totale autonomie aussi bien pédagogique que financière.

### **Développement et pérennisation de la filière**

C'est en 1987 que la réforme dite Séguin a ouvert à tous les niveaux de formation l'apprentissage jusqu'alors cantonné aux seuls CAP. En conséquence, dès le milieu des années 1990, l'alternance s'est considérablement développée dans l'enseignement supérieur, ponctionnant une partie croissante des ressources dévolues à l'apprentissage et devenant ainsi une source de financement non négligeable pour les composantes de formation. C'est dans ce cadre que ma mission consistait principalement à assurer le développement et la pérennisation de cette formation, représentant à elle seule environ 60% du budget de fonctionnement total du département GMP. Les actions que j'ai entreprises dans ce cadre et durant les périodes durant lesquels j'en ai assuré l'administration ont été relativement nombreuses et diverses. Certaines d'entre elles parmi les plus significatives sont rapportées ci-dessous :

- assurer le recrutement des apprentis afin de maintenir un nombre suffisant d'inscriptions. J'ai ainsi participé annuellement à de nombreux forums de poursuite d'études et réalisé de multiples interventions et actions de communication dans des forums d'orientation des lycées locaux, sans oublier les régulières journées portes ouvertes de l'établissement
- démarchage auprès des entreprises locales et régionales afin de les persuader d'embaucher des salariés sous le statut d'apprenti. À cette période, la méconnaissance des coûts liés à l'embauche d'un apprenti du supérieur par les PME/TPE a représenté un frein au développement des filières par alternance. J'ai ainsi réalisé des dossiers d'informations très complets, à l'attention des entreprises susceptibles de recruter des apprentis, présentant les diverses aides (d'état ou régionales) auxquelles elles pouvaient prétendre en synthétisant les frais réellement liés à l'embauche d'un apprenti.

L'efficacité de ces démarches s'est rapidement fait ressentir. La formation s'est progressivement révélée comme un partenaire privilégié auprès des entreprises locales de Moselle-Est, avec comme conséquence une croissance continue des effectifs jusqu'à atteindre notre capacité maximale de quinze à vingt apprentis par année.

### **Gestion du budget**

La maîtrise du budget représente évidemment un axe central de la gestion d'une filière. Ce type de formation était financé à hauteur de ses effectifs et par des accords passés avec le Centre de Formation des Apprentis (CFA) auquel nous étions rattachés, à savoir celui de l'Union des Industries et Métiers de la Métallurgie (UIMM) de Lorraine. À ce titre, je disposais d'un budget relativement conséquent (> 90 k€) permettant de gérer en toute indépendance les investissements indispensables à son bon

fonctionnement, tels que le paiement des heures des intervenants, les achats de matériels pédagogiques et d'équipements divers, la prise en charge des frais de déplacement, etc.

### **Gestion des personnels et des emplois du temps**

Ce dernier point constitue sans aucun doute l'investissement le plus conséquent au niveau personnel. Les collègues impliqués dans l'élaboration d'un emploi du temps connaissent la charge de travail que représente une telle activité, ainsi que sa gestion tout au long d'une année relative aux imprévus et aux nombreuses modifications qui s'ensuivent. Dans le cadre de l'apprentissage, sans entrer dans les détails et de façon assez sommaire, deux points majeurs complexifient cette activité. Dans un premier temps et c'est le plus évident, l'alternance en elle-même. Les apprentis ne sont présents qu'une partie du temps sur le site de formation (dans notre cas une semaine sur deux) ce qui nécessite d'établir, et ceci pour les deux années de formation, un calendrier compatible à la fois avec le programme pédagogique prédéfini et avec les ressources humaines ou matérielles disponibles sur cette période. Dans un second temps, et c'est une particularité spécifique à de nombreuses filières par apprentissage, l'emploi du temps n'est construit qu'à partir des disponibilités des intervenants, ces derniers réalisant leur service statutaire prioritairement au sein de leurs établissements d'affectation respectifs, ce qui réduit considérablement les possibilités.

Il y aurait encore beaucoup à dire sur cette activité (création des maquettes pédagogiques, maîtrise des logiciels associés à la gestion, modalités des contrôles des connaissances, syllabus, etc.). À cela il faudrait rajouter quantités d'autres obligations telles que l'élaboration des livrets d'apprentissage, le suivi des visites des apprentis, la validation des projets au sein des entreprises ou encore la mise en place des conseils de perfectionnement et des sous-commissions de passage et de validation de diplôme. Néanmoins, je ne saurais conclure cette partie sans évoquer au passage et avec une pointe d'ironie, la mise en place du processus de Bologne de 1999<sup>1</sup> aux formations par apprentissage, qui à lui seul mériterait un chapitre dédié ...

L'éloignement géographique de cette formation par rapport à Metz a longtemps constitué un inconvénient majeur pour son développement. Je l'ai géré seul sur deux périodes de 2001 à 2010 et de 2013 à 2016 avec l'aide d'une assistante. L'ensemble des actions que j'ai entreprises au cours de ces années a représenté un investissement personnel très conséquent, parfois au détriment de mes activités de recherche. Cette responsabilité m'aura permis de développer des relations entre l'Université de Lorraine et le milieu industriel auprès de nombreuses entreprises locales, PME/TPE ou grands groupes, ceci afin de générer des relations de confiance durables et ainsi assurer la pérennité de cette formation. Au cours de ces deux mandats, j'ai ainsi pu ainsi doubler les effectifs des apprentis faisant de cette formation un attrait et un atout non négligeable pour notre département.

En Juin 2010, suivant les conseils du Pr. P. BOURSON, je postulais pour la Direction du département GMP de Metz.

---

1. Système dont l'objectif je le rappelle ici, vise à harmoniser les systèmes nationaux européens de l'enseignement supérieur en généralisant une division en trois cycles Licence, Master et Doctorat, impliquant ainsi une reconnaissance réciproque des qualifications représentée par le système des crédits ECTS

### 2.2.3 Direction du département de GMP Metz

En 2010, j'ai décidé de franchir une étape supplémentaire dans mes activités administratives en me portant candidat à la direction du département GMP de Metz. Le désir de mettre à profit et de valoriser à un échelon supérieur, l'expérience acquise lors de 10 années de gestion de la filière par alternance, de même que la volonté de m'engager dans des travaux collaboratifs au travers de l'initiation de nouveaux projets ont principalement motivé cette décision. Cependant, c'est également en raison du désintéressement croissant de nos formations technologiques auprès des jeunes étudiants que j'ai choisis de m'investir dans cette tâche. Cette baisse d'attractivité nous a mené au cours de ces quinze dernières années à une chute significative de nos effectifs dans la plupart des sections du département, mettant en jeu la pérennité de son existence sur le long terme. Entouré d'une équipe de collègues et notamment R. MASSION en qualité d'adjointe, je me suis attaché à réaliser un travail visant à développer les activités et l'attractivité du département auprès des étudiants et des lycéens de la région.

La gestion d'un département regroupant environ 300 étudiants répartis entre les diverses formations sous statut étudiant, sous statut apprenti et plusieurs licences professionnelles, ainsi qu'au niveau ressources humaines composé d'une dizaine de personnels techniques ou administratifs et d'une quarantaine d'enseignants ou enseignants-chercheurs demande un investissement constant. J'y ai ainsi consacré une grande part de mon temps pendant trois années de 2010 à 2013. Le travail d'un chef de département est en très grande partie administratif et consiste à assurer au quotidien les diverses tâches relatives au bon fonctionnement de l'établissement. Parmi mes actions principales, détaillées ci-après, j'ai donc mis en place une rentrée pédagogique décalée au mois de Février, créé plusieurs sections par apprentissage supplémentaires ou encore géré le dossier de création d'une halle de technologie.

#### Actions pédagogiques principales

Suite à la mise en place du processus de Bologne précédemment évoqué, le système d'évaluation en DUT impose une validation semestrielle des acquis et non plus annuelle comme auparavant. Il se présente alors rapidement le problème des étudiants devant reprendre tout ou partie d'un semestre pédagogique suite à sa non validation et de fait parfois astreints à attendre un semestre complet avant d'étudier à nouveau. Dès mon arrivée à la tête du département, j'ai donc mis en place une rentrée pédagogique décalée au mois de Février. À cette période, seuls deux départements GMP proposaient cette option, pour des raisons de coûts et d'organisation pédagogique principalement. Outre la possibilité de permettre un doublement immédiat d'un semestre pour les étudiants en difficulté, cette solution possède aussi l'avantage d'intégrer de jeunes étudiants en échec venus d'autres formations et d'offrir ainsi une passerelle de reconversion, résultant en une augmentation significative de nos effectifs au bout de quelques années de fonctionnement seulement.

Par ailleurs, j'ai mis à profit mon expérience acquise dans le milieu de l'alternance afin de créer avec l'aide de plusieurs collègues de nouvelles sections par apprentissage au niveau des licences professionnelles associées au département. Ainsi, une nouvelle section a été ouverte adossée à une licence déjà existante (Conception des Produits Industriels) et deux nouvelles licences professionnelles par alternance dans les domaines de l'usinage grande vitesse et de la métallurgie ont été créées en deux ans. Toujours dans le but d'augmenter nos effectifs, j'ai cherché à accroître nos relations avec d'autres établissements. Ainsi, en raison de sa proximité géographique et de la correspondance des contenus pédagogiques sur les deux premières années de formation, un rapprochement a été mis en place avec l'ENIM créant ainsi une connexion privilégiée pour les étudiants de nos deux établissements. Sur un

tout autre point, la réforme des enseignements technologiques du lycée nous a imposé de modifier nos programmes. Avec l'ensemble des chefs de départements GMP de France, nous avons participé à l'élaboration de ce projet qui a été mis en œuvre à la rentrée 2013.

### Actions administratives principales

Une grande part du travail d'un chef de département consiste à gérer au quotidien les questions d'administration. Ces tâches sont d'une importance capitale pour le bon fonctionnement d'un département et représentent un investissement de tous les instants. Elles sont de toutes natures et sans énumérer une liste exhaustive ici, voici quelques principales actions que j'ai été amené à réaliser ponctuellement ou chaque année :

- élaboration et gestion du budget  
en collaboration avec les services administratifs de l'IUT, mise en place des budgets de fonctionnement et d'investissement annuels du département (  $\approx 150$  k€).
- rédaction des demandes de subventions à la région  
pour les divers projets, principalement liés à de l'achat de gros matériels pédagogiques (scanner 3D, machine de découpe LASER, 2 robots ABB)
- rédaction du dossier d'évaluation du département  
à intervalles réguliers, les départements sont évalués sur des points aussi variés que la politique de recrutement, l'offre de formation, la pédagogie, le devenir des diplômés, la mobilité en stage ou en semestre, l'état de l'immobilier, la maintenance, les ressources budgétaires et humaines, etc.
- recrutement des personnels techniques  
organisation du recrutement de deux techniciens affectés aux ateliers
- constitution des commissions de recrutement des enseignants  
mise en place des profils enseignement, organisation du recrutement d'un MCF 60<sup>ème</sup> section, d'un PU 28<sup>ème</sup> section et d'un enseignant PRAG du 2<sup>nd</sup> degré
- entretiens professionnels des personnels BIATSS du département
- notation des enseignants du second degré du département
- participation régulière à diverses commissions, conseils et jurys
- gestion du dossier de la création d'une halle de technologie de 3000 m<sup>2</sup>  
inscrit au Contrat de Projet État Région (CPER) 2007 - 2013, réhabilitation de la surface d'ateliers adossée au département et libérée par l'ENIM suite au déménagement de l'école. L'objectif était de créer un lieu - FIGURE 2.4 - afin de développer une pédagogie où tous les équipements et les moyens concourants à la réalisation d'un projet devaient pouvoir y être disposés dans des espaces contigus et de manière cohérente en termes de process de fabrication. Le travail a consisté à initier le projet auprès des instances compétentes (université et région), puis à mettre en place avec la société de conseil AT Osborne l'estimation financière de l'ensemble des travaux de réfection et d'habilitation des bâtiments (budget  $\approx 6$  M€). Projet au long court ayant été concrétisé en 2018.

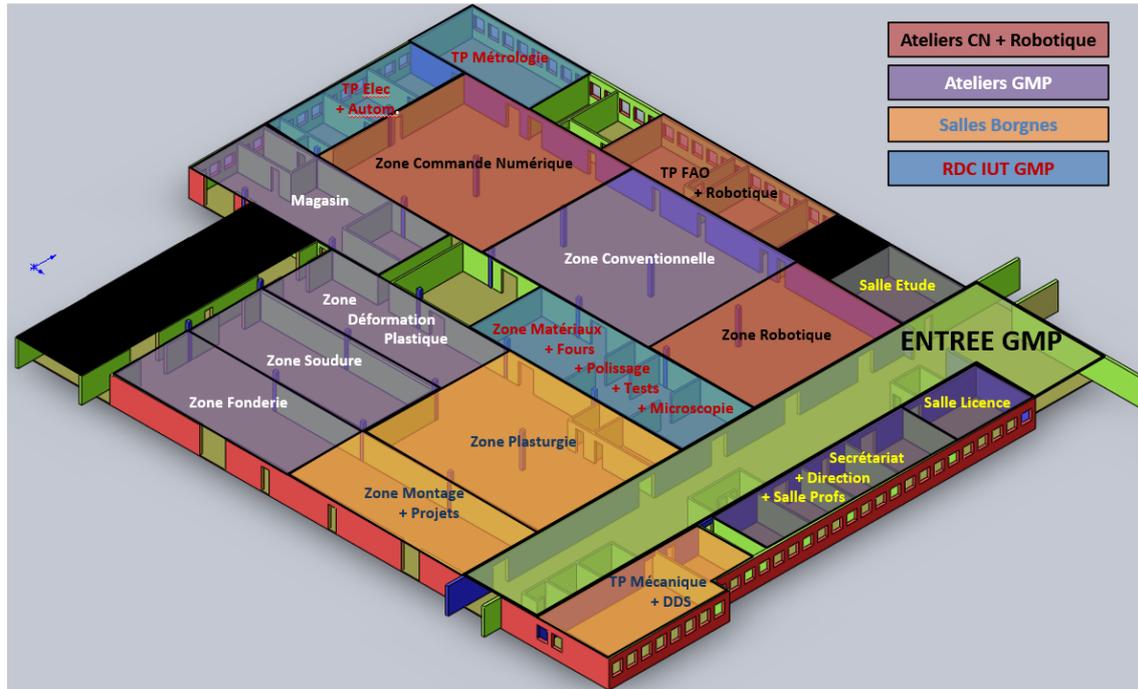


FIGURE 2.4 – Projet de la halle de technologie GMP

À l'issue de cette période, en dépit de la variété des tâches à exercer et malgré tout l'intérêt que j'y portai, je décidai pour des raisons personnelles de cesser l'activité de chef de département, mais néanmoins de reprendre la gestion moins lourde de l'alternance laissée vacante et ceci jusqu'à la prise de fonction de mon successeur trois ans plus tard en 2016.

#### 2.2.4 Responsable pédagogique de la formation par alternance ENIM/FISA

L'ITII Lorraine a été créé sous l'égide de l'UIMM Lorraine pour répondre aux partenariats entre professions et partenaires pédagogiques exigés pour la mise en œuvre des nouvelles filières d'ingénieurs par alternance. L'ITII Lorraine met ainsi en œuvre plusieurs collaborations de formation d'ingénieurs par apprentissage et en formation continue dont la formation ingénieur "Mécanique et Production" (et depuis Septembre 2024 "Métiers du Nucléaire") à l'ENIM, en vue de la délivrance du titre d'ingénieur diplômé de cette école.

Comme je l'ai déjà largement évoqué, mon intérêt pour ce type de formation des étudiants m'a conduit très tôt dans ma carrière à m'investir non seulement dans la section du département GMP mais également au sein de celle des ingénieurs de l'ENIM, ceci à partir de 2002 et sans interruption depuis. Impliqué au commencement uniquement dans l'enseignement et dans le suivi d'apprentis en entreprise, j'ai eu rapidement en charge la responsabilité du module de mécanique générale des trois années de la formation. En 2019, consécutivement au renouvellement de l'équipe de direction, arguant de mon expérience dans ce domaine, j'ai postulé au poste de responsable pédagogique de cette formation, poste que j'occupe encore actuellement.

Les candidats alternants sont majoritairement recrutés au niveau BAC+2 (DUT, BTS, CPGE, prépa ATS) et nos objectifs sont entre autre de former des ingénieurs capables :

- d'assurer la responsabilité du fonctionnement d'un atelier de production sur les plans technique, méthodologique et humain

- d'intégrer toutes les fonctions de la production, de l'élaboration du budget jusqu'à la qualité et le respect des délais
- de maîtriser le procédé de fabrication et les fonctions des différents éléments de la chaîne de production

Depuis ma prise de fonction, consécutivement à la demande croissante d'apprentis ingénieurs de la part des industriels, le nombre d'apprentis a nettement augmenté pour atteindre à ce jour un effectif proche de 140 pour les trois années de formation. Les tâches administratives et d'encadrement associées à cette fonction sont, à l'instar des autres postes que j'ai occupés, diverses et nombreuses. Toutefois, les missions majeures dont j'ai la charge sont les suivantes :

- élaboration du calendrier pédagogique et des emplois du temps de la totalité du cursus de formation représentant un total de 1800 h (réparti en 6 groupes de TD et 12 groupes de TP).  
La spécificité de l'apprentissage à l'ENIM réside en une alternance courte, signifiant que les apprentis alternent 2 jours à l'école et 3 jours en entreprise sur une semaine de 35 h. Bien que ce mode de fonctionnement soit très apprécié de nos partenaires industriels, les emplois du temps deviennent relativement complexes à mettre en œuvre et à gérer
- évolution de la maquette pédagogique en considération des critères de la Commission des Titres d'Ingénieur (CTI) mais aussi en fonction des demandes des industriels et de l'évolution des effectifs
- mise en place progressive d'une évaluation des alternants par l'approche par compétences.  
Un certain nombre de compétences liées au savoir-faire et au savoir-être du futur ingénieur ont été définies au sein de l'école. En complément d'une évaluation plus classique, les apprentis seront également contrôlés sur l'acquisition et l'assimilation de ces compétences au cours de leur cursus
- gestion du processus d'admission des candidats, recrutement des intervenants, gestion du syllabus et des modalités du contrôle des connaissances, etc.
- membre du conseil de perfectionnement, instance chargée de veiller et de débattre des questions relatives à l'organisation et au fonctionnement du centre de formation

Au final, je peux ainsi me prévaloir de 21 années de direction ou codirection de département et de filières de formation initiales ou par apprentissage. À ceci il convient de rajouter quelques activités supplémentaires détaillées ci-après.

## 2.3 Autres activités d'intérêt général

### Pôle scientifique M4 : 2017 - 2022

Au sein de l'Université de Lorraine, les pôles scientifiques structurent les composantes de recherche. Le pôle Matière, Matériaux, Métallurgie, Mécanique (M4) regroupe des chercheurs et enseignants-chercheurs issus de 3 laboratoires (IJL - LEM3 - LMOPS). Leurs membres sont élus pour une période de 5 ans. J'ai été élu au scrutin du 24 Janvier 2017 en tant que membre du collège B du LEM3. Au sein de ce pôle, mes activités sont principalement rattachées à l'évaluation des projets de recherche soumis aux différents appels à projets UL ou région (évaluation de 5 à 6 dossiers/an).

### Collégium Technologie : 2022 - ...

À la fin de mon mandat au sein du pôle scientifique M4, j'ai décidé de prolonger mon investissement au sein des entités qui structurent l'activité de formation de l'Université de Lorraine. Ainsi, j'ai candidaté et été élu au scrutin du 24 Janvier 2022 en tant que membre du collège B de l'IUT de Metz au sein du collégium technologie qui regroupe les 8 IUT de Lorraine.

### Responsable de l'axe 1 de recherche du département T-PRIOM : 2018 - 2022

Cet axe "Contact rapide" est composé de 8 membres permanents, 6 enseignants-chercheurs (2 PU, 4 MCF) et 2 ingénieurs de recherche. Le contact rapide couvre les aspects de contact pour de larges gammes de vitesses de glissement, de pression et de températures (cryogéniques aux hautes températures), pour des couples de matériaux massifs, mais aussi des revêtements minces hétérogènes et polyphasés ou encore des matériaux architecturés présentant différentes formes de gradient (porosité, composition matériaux, densification). À ce jour, les recherches portent essentiellement sur les contacts dans les turbomachines. Outre l'animation scientifique du groupe, ma mission principale a consisté à recueillir les informations nécessaires à l'établissement du dossier HCERES lors de la dernière vague d'évaluation.

### Comités de sélection

#### Maitres de conférences

Poste : MCF-076 (60<sup>ème</sup>) - Vice-président

Profil : Modélisation thermomécanique - Tribologie

ENIM 2021

Poste MCF-0167 (60<sup>ème</sup> section) - Membre

Profil : Optimisation de procédés thermo-mécaniques affectant la surface des matériaux

IUT de Metz, département GMP 2012

#### Postes ATER

Poste ATER 60<sup>ème</sup> - Membre

IUT de Moselle-Est, département SGM 2018

Poste ATER 28<sup>ème</sup> et 33<sup>ème</sup> - Membre

IUT de Metz, département GMP 2014

#### Enseignant

Poste : PRAG-0158 - Président

Profil : Génie mécanique

IUT de Metz, département GMP 2013

#### BIATSS

Poste : Adjoint Technique (support PACTE) - Président

Profil : Magasinier

IUT de Metz, département GMP 2010

Poste Technicien - Président

Profil : Fabrication Mécanique

IUT de Metz, département GMP 2011

Poste Technicien - Président

Profil : Électronicien

IUT de Metz, département : GMP 2012

Le tableau ci-dessous synthétise mes principales autres responsabilités au cours de cette période :

IUT de Metz	Département GMP	Chef du département	2010 - 2013
	Filière GMP par alternance - délocalisée à Forbach -	Responsable	2001 - 2010 2013 - 2016
	Conseil de département GMP	Membre de droit	2001 - 2016
	Conseil d'administration de l'IUT de Metz	Membre de droit	2010 - 2013
	Jury officiel d'attribution des diplômes	Membre de droit	2010 - 2013
	Commission de choix des Enseignants	Membre de droit	2010 - 2013
	Assemblée des Chefs de Département GMP	Membre de droit	2010 - 2013
	Licence Professionnelle - Production Industrielle -	Responsable	2011 - 2013
	Licence Professionnelle - MCPI -	Responsable pédagogique	2011 - 2013
	Commission VAE DUT GMP	Président	2010 - 2013
ENIM	Formation par alternance - ENIM/FISA	Responsable pédagogique	2019 - 2024
	Formation par alternance - ENIM/FISA	Directeur	2024 - ...
	Formation par alternance - Conseil pédagogique ENIM/FISA -	Membre nommé	2017 - ...
	Formation par alternance - Conseil de perfectionnement -	Membre nommé	2021 - ...
	Conseil pédagogique de l'ENIM	Membre nommé	2013 - 2016
	Commission VAE ENIM	Membre nommé & Vice - président(2020 - ...)	2013 - ...
Université	Pôle scientifique M4	Membre élu	2017 - 2022
	Collégium technologie	Membre élu	2022 - ...

TABLE 2.3 – Responsabilités, commissions et jurys sur la période 2001 - 2024

## Activités initiales

### Sommaire

---

3.1	Introduction - Usinage aux Grandes Vitesses . . . . .	<b>49</b>
3.2	Acquisition rapide et mesure de la température . . . . .	<b>53</b>
3.3	Autres travaux . . . . .	<b>57</b>
3.3.1	Impacts sur plaques . . . . .	57
3.3.2	Comportement des matériaux . . . . .	59

---

### 3.1 Introduction - Usinage aux Grandes Vitesses

Les différents travaux que j'ai entrepris au cours de ma carrière couvrent principalement des thématiques trouvant leurs origines lors de mes activités de doctorat. Mon travail de thèse consistait en un projet de nature exclusivement expérimentale consistant à mettre au point un dispositif modulaire capable de reproduire le procédé d'Usinage à Grande Vitesse (UGV) d'aciers spéciaux, mais également d'effectuer des impacts directs sur plaques métalliques pré-entaillées. Ces deux thématiques étant reliées par l'étude des conditions menant à l'apparition de BCA au sein des matériaux sollicités sous des conditions sévères de vitesse et de contrainte. J'intégrais alors l'équipe de recherche "Conditions Extrêmes" dirigée par le Professeur A. MOLINARI au sein du LPMM. Le concept d'UGV a été introduit dès les années 30 par SALOMON [1] et sa faisabilité validée par la suite au cours des années 1960 à 1980 par de nombreuses études expérimentales [2], [3], [4]. Ces recherches ont notamment montré qu'avec l'augmentation des vitesses de coupe, la température dans la zone utile de l'outil coupant pouvait atteindre un plateau lié à la température de fusion du matériau de la pièce à usiner et contribuer potentiellement à la diminution des efforts mis en jeu lors du processus d'usinage. Les gains de productivité potentiels ou encore les états de surface engendrés pouvant permettre la suppression de certaines phases de finition accentuent de plus l'intérêt pour cette technique. Ainsi, l'augmentation de la rentabilité ainsi que l'élaboration de nouvelles techniques de mises en forme sont les principales motivations qui ont poussé les chercheurs et les industriels à explorer la gamme des très hautes vitesses en usinage à cette période.

Dans le cadre d'un important contrat de recherche pour l'équipe, j'entrepris donc de réaliser la conception d'un banc d'essai spécifiquement dédié à la reproduction de la coupe orthogonale des métaux et capable d'appliquer des vitesses de coupe comprises entre  $7 \text{ ms}^{-1}$  et  $100 \text{ ms}^{-1}$  sur différents types de matériaux métalliques. Ce dispositif - FIGURE 3.1 -, de type canon à gaz, était basé sur le principe de plusieurs bancs expérimentaux antérieurement développés KLEPACZKO [5] au laboratoire. L'idée consistait à utiliser l'énergie cinétique d'un projectile lourd (environ 1,5 kg), supportant l'éprouvette à usiner, afin de la propulser vers un montage supportant deux outils de coupe diamétralement opposés et ainsi réaliser une opération d'usinage symétrique [6]<sup>2</sup>.

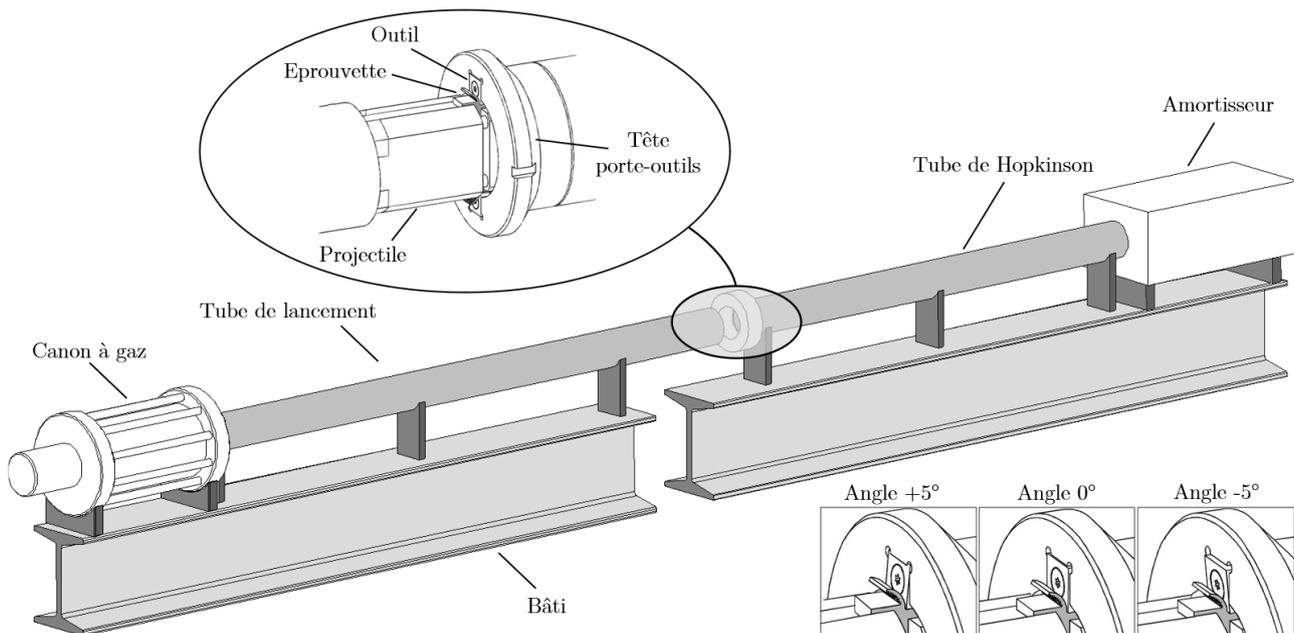


FIGURE 3.1 – Configuration du canon UGV

Dans ces conditions, l'énergie cinétique du projectile en regard de l'énergie dissipée par le processus de coupe est supposée suffisamment élevée pour présumer que l'opération d'usinage s'effectue à vitesse quasi constante. Le canon permet ainsi de propulser dans un tube de lancement, par la détente rapide d'un gaz (typiquement de l'air comprimé ou de l'azote) un projectile guidé par un rail, ceci afin d'éviter toute rotation de ce dernier et de le placer dans une position angulaire prédéfinie, exigence indispensable pour reproduire d'un tir à l'autre des conditions de coupe identiques sur les éprouvettes usinées. Un dispositif à base de photodiodes placé à l'embouchure de ce tube permet de mesurer la vitesse du projectile. En vis-à-vis de ce premier tube, un dispositif de maintien (tête porte-outils) est fixé à l'entrée d'un second tube (nommé tube d'Hopkinson) supportant les deux outils de coupe qui réaliseront l'usinage. Les efforts générés par le processus de coupe sont alors mesurés par deux jeux distincts d'un ensemble de quatre jauges d'extensométrie actives branchées en pont de Wheatstone complet. Un premier jeu est positionné directement sur la tête porte-outil et mesure les déformations locales induites par les efforts d'usinage dans une zone située juste à l'arrière des outils de coupe.

2. "An experimental study of high speed orthogonal cutting"; Journal of Manufacturing Science and Engineering; Sutter G., Molinari A., Faure L. - 1998

En complément de ce premier dispositif, le second ensemble de jauges est quant à lui localisé sur le tube d'Hopkinson à 300 mm des outils de coupe. Son fonctionnement repose sur le principe de propagation des ondes élastiques dans une barre unidimensionnelle, initialement étudié par HOPKINSON [7] et dont le principe expérimental a par la suite été amélioré par DAVIES [8] et KOLSKY [9]. À cette distance de la zone sollicitée, la contrainte de compression peut être considérée comme suffisamment uniforme dans la section du tube pour appliquer cette méthode de mesure. Différentes procédures de calibrations appliquées à la tête de maintien et au tube d'Hopkinson permettent alors la détermination des efforts longitudinaux de coupe engendrés par le processus de coupe par la mesure des déformations.

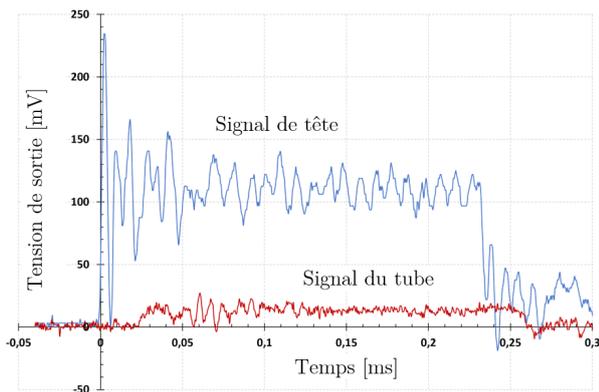


FIGURE 3.2 – Exemples de signaux de coupe

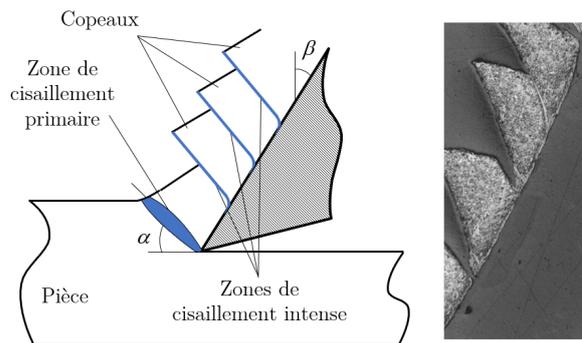


FIGURE 3.3 – Mécanisme de segmentation

Un exemple de signaux typiques enregistrés par ces deux dispositifs de mesure indépendants est montré à la FIGURE 3.2, correspondant à une vitesse de coupe de  $45 \text{ ms}^{-1}$  et une profondeur de passe de 0,6 mm. Le signal issu de la tête de mesure présente un pic initial, consécutif au choc de l'éprouvette contre les outils de coupe, suivi par un plateau illustrant un effort de coupe longitudinal de moyenne constante qui résulte d'un processus de coupe quasi stationnaire. Les oscillations présentes sur ce plateau peuvent être attribuées en partie à des instabilités résultant du frottement au niveau des surfaces de contact outils-copeaux et favorisant la segmentation du copeau - FIGURE 3.3 -. Le signal issu du capteur du tube d'Hopkinson affiche également ce plateau caractéristique tout en étant moins intense et moins défini, conséquences dues à un emplacement plus éloigné de la zone de coupe et d'une déformation du tube faible.

Il n'est pas nécessaire dans cette phase d'introduction de présenter l'ensemble des résultats associés à cette étude. Néanmoins, à titre d'illustration notons que plusieurs campagnes d'essais ont ainsi été réalisées sur différents types d'aciers qui ont conduit à la quantification des efforts de coupe en fonction de paramètres expérimentaux tels que la vitesse de coupe, les angles de coupe ou la profondeur de passe. Des résultats sont montrés à la FIGURE 3.4 pour un type d'acier 42CD4 [6]. Dans cette configuration, les outils de coupe en carbure de tungstène ne possèdent pas d'arêtes brise-copeaux, ce qui a permis de vérifier l'aptitude de l'UGV à générer des copeaux segmentés, qui est un effet recherché en usinage. Globalement, cette étude a pu démontrer que les efforts de coupe ont tendance à atteindre un minimum associé à la compétition entre divers phénomènes dont l'occurrence et l'intensité sont fortement liées aux paramètres expérimentaux cités précédemment et à leurs combinaisons.

La diminution de la force longitudinale précédant ce minimum peut être attribuée à la réduction du coefficient de frottement à l'interface outil-copeau lorsque la vitesse de coupe croît ainsi qu'à l'apparition de mécanismes de cisaillement intense tel que le cisaillement adiabatique favorisant la segmentation. Une fois le minimum atteint, l'augmentation des efforts observée pour des vitesses croissantes est consécutive aux effets d'inertie provoqués par le brusque changement de direction de la matière au niveau de l'arête de coupe et qui deviennent prépondérants sur les phénomènes d'adoucissement thermique [10].

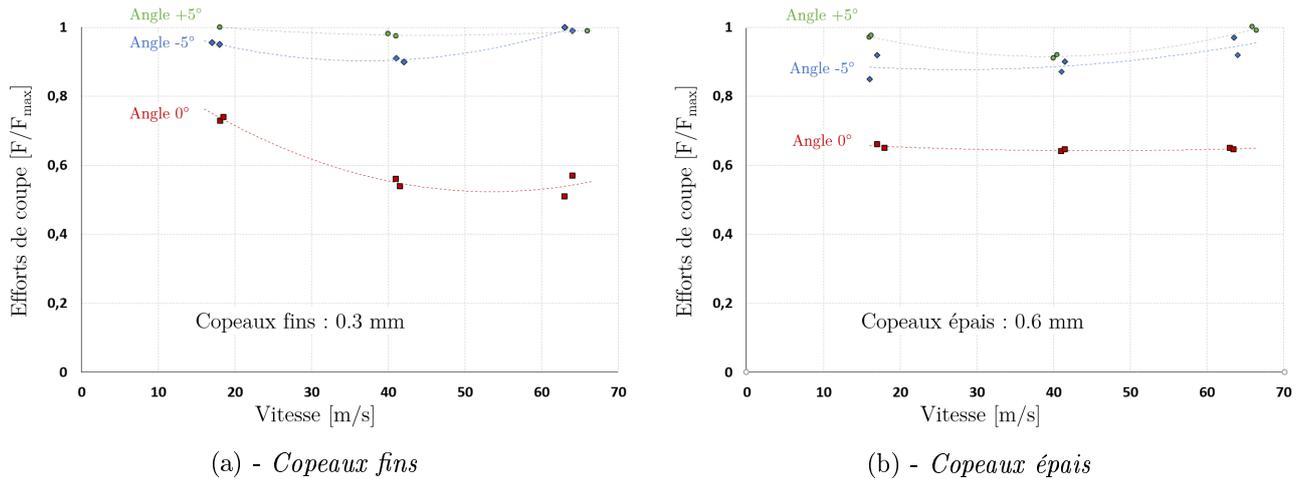


FIGURE 3.4 – Évolution des efforts longitudinaux en fonction de la vitesse de coupe

Associé à ce banc, j'ai également développé un dispositif de prises de vues rapide, l'idée étant de saisir, pour ces hautes vitesses de coupe, la formation des copeaux et ainsi accéder aux mécanismes et phénomènes régissant leur segmentation (ou non). J'ai ainsi conçu un système articulé autour de six caméras numériques rapides à cellule CCD. Dans ce schéma, chaque caméra est employée en mode coup par coup, chacune d'entre elles ne saisissant qu'une seule image par essai, l'ensemble étant synchronisé afin de réaliser une séquence de six images avec un temps de pose minimum de 500 ns.

Ce type d'équipement très novateur à cette période, bien que parfaitement fonctionnel, n'a pas vraiment permis d'obtenir les résultats attendus, en raison de la combinaison de plusieurs facteurs tels qu'un dispositif d'éclairage et d'une optique disponibles mal adaptés aux vitesses d'acquisition nécessaires à notre application, et dans une moindre mesure d'une résolution trop faible des capteurs CCD. Néanmoins, l'analyse des images acquises avec les temps d'exposition les plus faibles a permis d'identifier plusieurs mécanismes de formation des copeaux (continus, segmentés, festonnés) tel qu'on peut le voir sur la FIGURE 3.5, en fonction des paramètres de coupe vitesse, angle et profondeur. La longueur de contact à l'interface outil-copeau ainsi que l'angle de cisaillement de la matière dans la zone primaire ont aussi pu ainsi être estimés, la précision de la mesure étant cependant limitée par la résolution des images. L'analyse de la micro-structure des copeaux - FIGURE 3.6 - fait apparaître les BCA au sein des copeaux, phénomène recherché dans ce cas précis car conduisant à la segmentation des copeaux et réduisant les efforts de coupe.

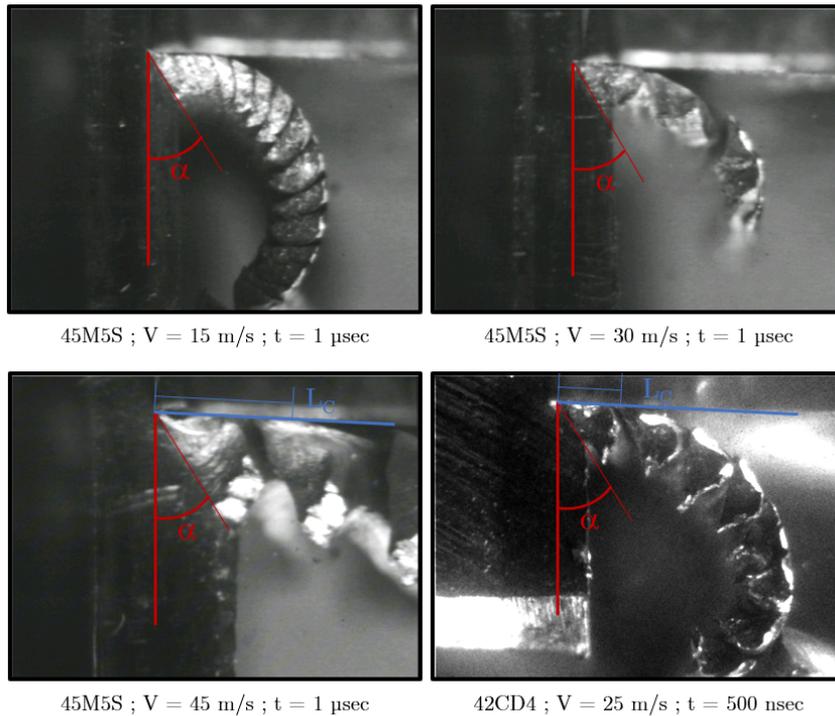
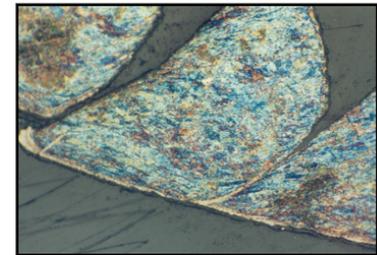


FIGURE 3.5 – Images de formation de copeaux



45M5S



Ti6Al4V

FIGURE 3.6 – Copeaux & BCA

## 3.2 Acquisition rapide et mesure de la température

Malgré ces limitations, l'expérience acquise sur ce premier projet aura néanmoins permis le développement de techniques permettant par la suite la mesure de la température à l'interface outil-copeau. Le copeau est formé par l'écoulement de la matière autour de l'arête de coupe de l'outil. En raison des conditions thermomécaniques extrêmes qui y apparaissent, la plus grande part de l'énergie mise en jeu lors du processus de formation du copeau est dissipée sous forme de chaleur, principalement aux environs de l'arête de coupe de l'outil et le long de la face de dépouille de l'outil. Il est primordial de comprendre les mécanismes qui entrent en jeu dans ces zones de friction aux interfaces outils-matière, la concentration de chaleur engendrée pouvant mener à des phénomènes préjudiciables d'accumulation de matière qui affectent non seulement la précision dimensionnelle de la pièce, mais peuvent aussi conduire à des dommages importants des outils et à des pertes de productivité. Par conséquent, afin d'optimiser le processus de coupe, il est nécessaire d'analyser avec précision l'interaction entre l'outil, le comportement du matériau travaillé, les paramètres de coupe et les conditions tribologiques au niveau du contact outil-copeau.

SHAW [11] a montré que la température moyenne de l'outil sur la face de l'outil est proportionnelle à la quantité :

$$\mu \sqrt{Vf / (K\rho C)}$$

où  $\mu$  est l'énergie spécifique de coupe,  $V$  est la vitesse de coupe,  $f$  est la vitesse d'avance et  $K$ ,  $\rho$  et  $C$  sont respectivement la conductivité thermique, la densité et la chaleur spécifique de la pièce. Cette relation suggère qu'une petite valeur du produit  $K\rho C$  entraîne une augmentation de la température, même pour une vitesse de coupe et une vitesse d'avance relativement faibles.

Plusieurs techniques expérimentales permettant des mesures de température ont été développées [12] [13], tels que les thermocouples, les thermocouples intégrés (ou noyés), les thermocouples dynamiques (ou thermocouple copeau-outil), la photographie infrarouge, les pyromètres optiques infrarouges, les peintures thermiques, les matériaux dont la température de fusion est connue, soit sous forme de poudre, soit sous forme de film mince ou encore la modification de la microstructure en fonction de la température pour n'en nommer que quelques-uns. La méthode des thermocouples noyés consiste à placer un ou des thermocouples au plus près de la surface de contact, par perçage généralement - FIGURE 3.7(a) - [14]. Néanmoins, celle-ci reste très intrusive, tant la présence d'un élément de mesure au sein du milieu étudié entraîne plusieurs limitations :

- la présence d'un perçage et du thermocouple perturbe le flux de chaleur au sein du matériau
- l'inertie thermique des thermocouples utilisés est peu appropriée à des applications dynamiques
- nécessité de déterminer le gradient thermique entre la zone d'intérêt et le thermocouple

En vue de restreindre au maximum ces inconvénients, la technique du thermocouple rectifiable (ou thermocouples feuille-pièce) a été développée par ROWE [15]. Elle consiste à insérer une feuille d'un matériau connu entre deux feuilles d'un matériau isolant au sein d'une pièce. Les déformations plastiques induites pendant l'interaction conduisent à créer une jonction chaude entre la feuille et la pièce. Un exemple illustrant cette technique appliquée par LEFEBVRE [16] est présenté FIGURE 3.7(b). Bien que la mesure puisse être réalisée au plus près de la zone à étudier et que le temps de réponse soit très faible comparativement au thermocouple noyé, l'effet intrusif du thermocouple reste à considérer et la température est moyennée par la largeur de la feuille. Nous reviendrons sur ce point au prochain chapitre.

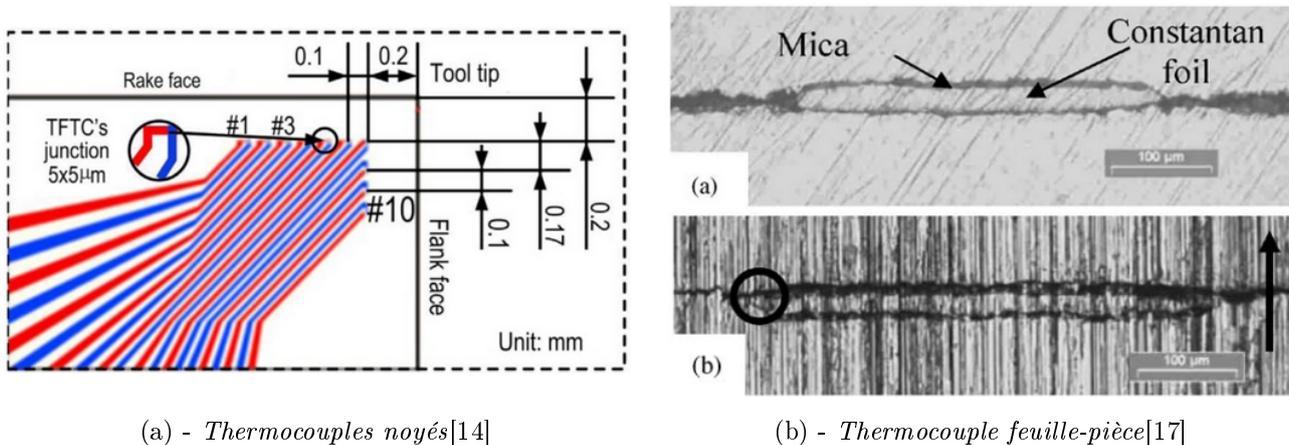


FIGURE 3.7 – Illustration des techniques de mesure de températures par thermocouples

Afin de s'affranchir de ces effets indésirables et de ne pas perturber les échanges de chaleur entre la source et la zone environnante, la mesure de température par rayonnement d'émission thermique est une méthode sans contact se basant sur le transfert de l'énergie rayonnée par la source de chaleur vers un capteur distant qui a été mise en œuvre sur le banc expérimental. En collaboration avec N. RANC et V. PINA du Laboratoire d'Énergie et d'Économie d'Énergie (LEEE) de l'Université de Paris X une technique de mesure de la température s'appuyant sur le principe de la pyrométrie dans le domaine spectral visible et adaptée à la coupe orthogonale a été développée .

Le dispositif optique se compose d'une caméra CCD intensifiée et d'un filtre d'interférence centré sur  $0,8 \mu\text{m}$  avec une largeur de bande de  $0,01 \mu\text{m}$ . Une lentille en verre d'une longueur focale de  $100 \text{ mm}$  recueille le flux thermique. L'alignement optique avec l'échantillon est réalisé à l'aide d'un laser HeNe. La configuration expérimentale est représentée à la FIGURE 3.8. L'étalonnage en température du dispositif optique est effectué à l'aide d'un corps noir.

Hormis son aspect non intrusif primordial, le temps de réponse peut être très court (entre  $50 \text{ ns}$  et  $20 \text{ ms}$ ) ce qui permet d'étudier des phénomènes très rapides. De plus, la résolution spatiale qui n'est limitée que par la longueur d'onde du rayonnement optique, peut être très élevée. Moyennant quelques approximations la température réelle du corps observé  $T_r$  et la température de radiance  $T_\lambda$  dans le cas de la pyrométrie monochromatique sont reliées par la relation :

$$\frac{1}{T_r} = \frac{1}{T_\lambda} + \frac{\lambda}{C_2} \ln(\epsilon_\lambda)$$

où  $\epsilon_\lambda$  est l'émissivité de la surface observée correspondant à la longueur d'onde monochromatique  $\lambda$  et  $C_2$  la seconde constante de rayonnement.

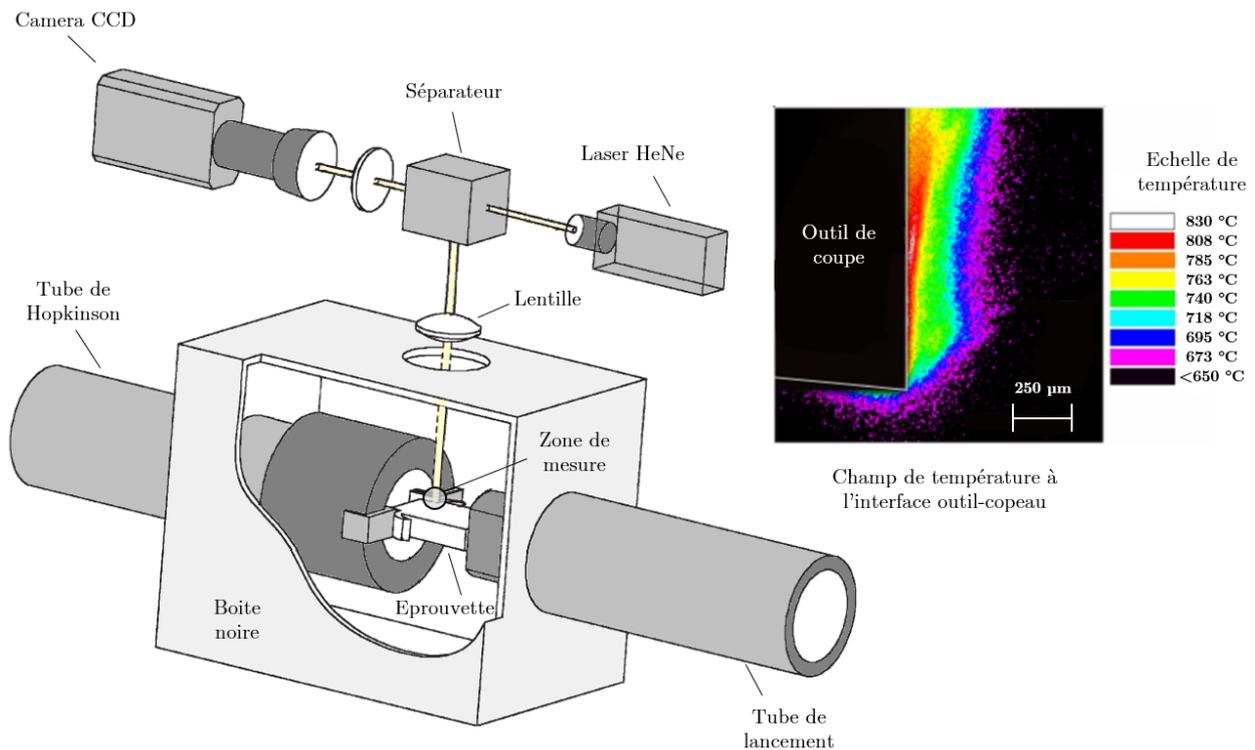


FIGURE 3.8 – Implantation du dispositif de mesure de température d'un acier 42CrMo4

Il faut noter que cette technique de mesure présente des difficultés liées notamment à l'incertitude sur l'émissivité monochromatique de la surface de l'échantillon, propriété qui dépend non seulement de la longueur d'onde, mais aussi de la température, de la direction d'émission, de la polarisation du rayonnement, sans parler de la nature même du corps, de sa microstructure ou de son état de surface.

Ces dernières caractéristiques ne sont pas toujours bien définies, ce qui peut entraîner des erreurs majeures dans la mesure. La mise en œuvre de ce dispositif a été réalisée dans le cadre d'opérations d'UGV en coupe orthogonale, pour des vitesses de coupe comprises entre  $20 \text{ ms}^{-1}$  et  $45 \text{ ms}^{-1}$ , la profondeur de passe étant fixée à  $0,5 \text{ mm}$ . La mesure de température a été moyennée (durée d'ouverture de la caméra) sur une durée de  $64 \mu\text{s}$ , en visant une surface de  $1,25 \text{ mm} \times 1,25 \text{ mm}$  autour de la pointe de l'outil, tel que montré à la FIGURE 3.8. Le champ de température ainsi obtenu a été exploité en extrayant la température le long de deux profils perpendiculaires, le long de l'interface outil-copeau et le long de la pointe de l'outil - FIGURE 3.9 -. La dynamique de la caméra utilisée ne permettant pas de mesurer une variation de température supérieure à  $200 \text{ }^\circ\text{C}$ , l'étalonnage de la température maximale a été réalisé en fonction de la température maximale estimée dans le copeau. Ceci explique que la température la plus basse qui peut être mesurée est d'environ  $650 \text{ }^\circ\text{C}$ .

La thermographie visible sur la FIGURE 3.8, obtenue pour la vitesse de coupe  $V = 20 \text{ ms}^{-1}$  montre un maximum de température atteignant  $825 \text{ }^\circ\text{C}$  situé près de l'interface outil-copeau à une distance de  $50 \mu\text{m}$  et à une distance d'approximativement  $300 \mu\text{m}$  de la pointe de l'outil.

La zone de températures élevées qui apparaît le long de la face de l'outil de coupe indique la prédominance de l'échauffement consécutif au frottement par rapport à celui dû au cisaillement intense dans la partie primaire de coupe [18]<sup>3</sup>.

Il ressort de cette étude que la technique de pyrométrie dans le domaine spectral visible à l'aide d'une caméra CCD intensifiée a permis de déterminer la température à l'interface outil-copeau. Le dispositif expérimental basé sur la technique du canon à gaz développé au sein de l'équipe "conditions extrêmes" est parfaitement opérationnel et efficace et peut fournir des données fondamentales sur le champ de température dans les matériaux pendant l'usinage orthogonal à grande vitesse tout en étant capable de mesurer les efforts de coupe.

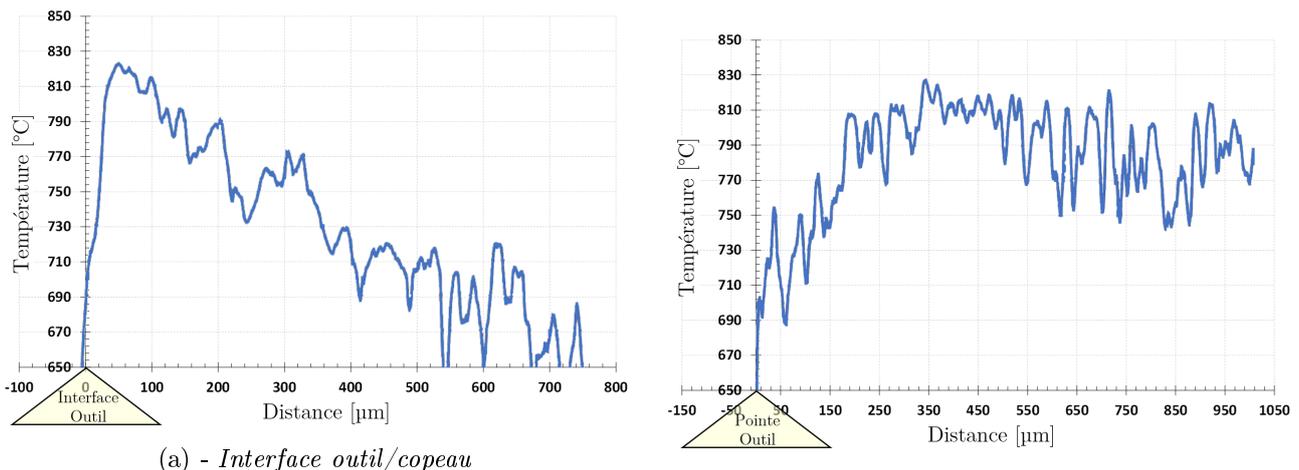


FIGURE 3.9 – Profil de température -  $V = 20 \text{ ms}^{-1}$ ;  $\alpha = 0^\circ$ ;  $t_1 = 0,5 \text{ mm}$

3. "An experimental technique for the measurement of temperature fields for the orthogonal cutting in high speed machining"; International Journal of Machine Tools & Manufacture; Sutter G., Faure L., Molinari A., Ranc N. Pina V. - 2003

### 3.3 Autres travaux

#### 3.3.1 Impacts sur plaques

Une particularité fondamentale du banc expérimental consistait en sa polyvalence, dans le sens où il ne devait pas être conçu que dans l'optique d'une seule application, mais également être adaptatif pour servir de moyen d'essais à de nombreuses applications. Cet objectif a été atteint au moyen de la tête amovible, support assemblé par vissage sur la partie avant du tube d'Hopkinson, et qui peut être échangée en fonction de la nature des études réalisées (usinage, impact, frottement...). Sylvain PHILIPPON développera à ce propos son propre tribomètre adapté au canon, au cours de ces travaux de doctorat [19] sur l'étude du frottement sec aux grandes vitesses de glissement en 2004.

La première adaptation a quant à elle été réalisée au cours de mes travaux de thèse, dans le cadre d'une étude liée à la mesure de la vitesse de propagation des BCA. Les conséquences de l'apparition de BCA dans les matériaux sont très diverses. Si elles sont bénéfiques en UGV comme on a pu le montrer précédemment, contribuant à abaisser les efforts de coupe, lors d'un procédé de mise en forme rapide ou encore dans le cas d'un impact sur cible par exemple, leur présence est le plus souvent néfaste. La localisation de la déformation qui en résulte sur une zone de largeur très réduite, peut mener à la rupture prématurée du matériau. Phénomène dynamique apparaissant pour des vitesses de déformation généralement supérieures à  $1 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ , il est nécessaire pour les étudier de disposer de bancs expérimentaux capables d'imposer de telles conditions de chargement au matériau testé.

La conception de notre dispositif est basé sur les travaux de ZHOU [20] relatifs à l'étude d'impacts de plaques pré-entaillées en acier C-300 (maraging), dont une illustration est donnée à la FIGURE 3.10. Les auteurs mettent en évidence l'apparition de deux modes d'endommagement dans le matériau, un mode de rupture par BCA et un mode de rupture alternatif par fissuration, la transition entre ces modes dépendant principalement des conditions de chargement des éprouvettes liées à la vitesse d'impact.

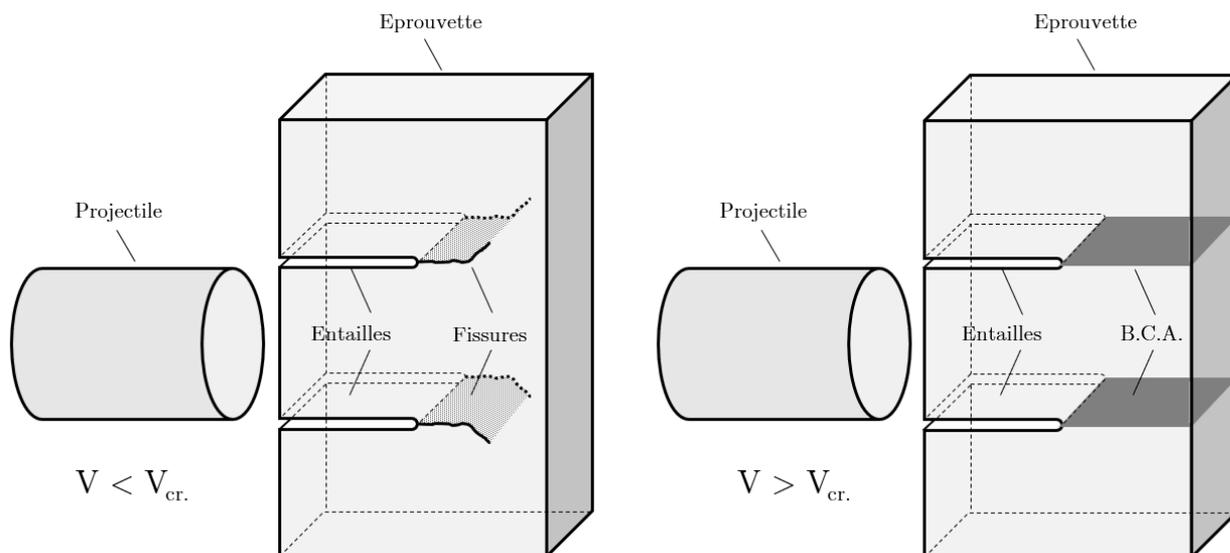


FIGURE 3.10 – Modes de fissuration dans une éprouvette avec double entaille

Ainsi dans notre application - FIGURE 3.11 -, les fonds des entailles (réalisées par électro-érosion) constituent le site d'initiation des BCA afin d'être à même au cours de l'essai, et au moyen des caméras rapides, de suivre leur progression au sein des éprouvettes et ainsi déterminer leur vitesse de propagation. L'objectif au final portant sur plusieurs points étant de déterminer :

- un seuil de vitesse d'impact pour l'apparition des BCA
- la dépendance entre la vitesse de propagation de la BCA et la vitesse d'impact du projectile
- si la vitesse de propagation de la BCA évolue au sein de l'éprouvette
- si la vitesse de propagation de la BCA tend vers un seuil critique ou non

À cette fin, une grille composée de lignes parallèles est déposée sur la surface de l'éprouvette. La BCA en se propageant induit une déformation locale de l'échantillon qui a pour effet de cisailer localement les lignes de la grille et de provoquer un léger décalage des unes par rapport aux autres visible par les caméras. L'espace "d" entre les lignes et l'intervalle de temps entre chaque prise de vue étant connus, il suffit de mesurer la distance parcourue par la bande entre plusieurs photographies successives pour connaître sa vitesse de propagation. Des éprouvettes en acier 40-NCD-16 traitées à 45 HRC ont été testées pour des vitesses d'impact comprises entre  $20 \text{ ms}^{-1}$  et  $45 \text{ ms}^{-1}$ .

Plusieurs résultats significatifs ont été obtenus. Tel qu'attendu, la rupture des éprouvettes par cisaillement adiabatique a été identifiée, confirmée notamment par des analyses au microscope électronique des faciès de rupture des éprouvettes cisillées - FIGURE 3.11 -. Les observations font état d'un nombre important de cavités allongées indiquant qu'une rupture ductile par cisaillement s'est produite. Les micrographies montrent clairement que la rupture à l'intérieur de la BCA est le résultat direct d'une coalescence de ces cavités qui sont cisillées par le mouvement relatif des deux cotés de la BCA.

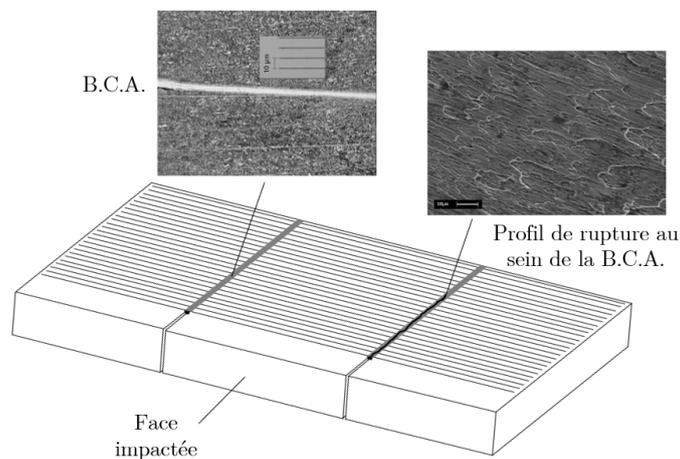


FIGURE 3.11 – Propagation de BCA dans une plaque impactée

Il a ainsi été montré une corrélation entre la vitesse d'impact et l'apparition de BCA - FIGURE 3.13 -. Une vitesse seuil d'environ  $25 \text{ ms}^{-1}$  a pu être établie pour le matériau et la géométrie d'éprouvette testés. La vitesse de propagation des BCA a aussi pu être mise en rapport avec la vitesse d'impact. Les performances des caméras s'avérant en fin de compte trop limitées en regard des vitesses de propagation, ces dernières ont été déterminées par l'analyse des signaux des jauges d'extensométrie placées sur le tube d'Hopkinson et finalement mesurées entre à  $225$  et  $600 \text{ ms}^{-1}$  pour une gamme de vitesses d'impact s'étendant de  $27$  et  $43 \text{ ms}^{-1}$ .

Consécutivement au pic inertiel initial, la décroissance régulière du signal visible sur la FIGURE 3.12 est identifiée comme la conséquence directe de la propagation à vitesse régulière des BCA au sein de l'éprouvette. Finalement une dépendance linéaire avec la vitesse d'impact a pu être établie avec un taux de propagation vingt-cinq fois supérieur à la vitesse d'impact [21]<sup>4</sup>.

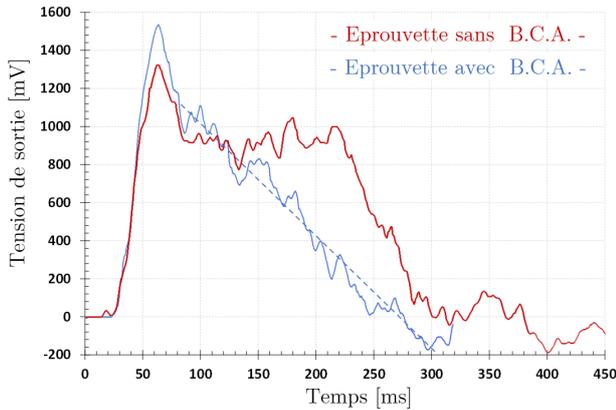


FIGURE 3.12 – Signaux d'efforts typiques

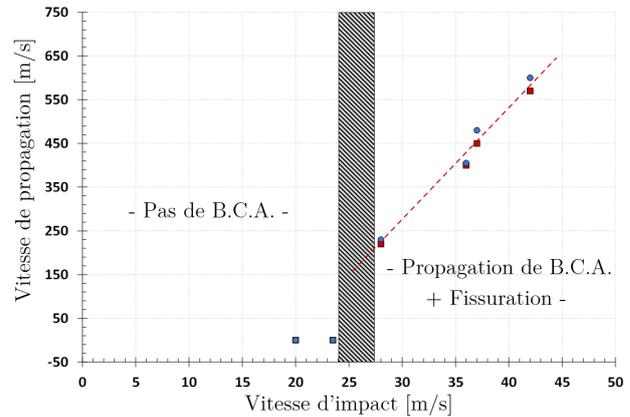


FIGURE 3.13 – Corrélation vitesse d'impact - vitesse de propagation

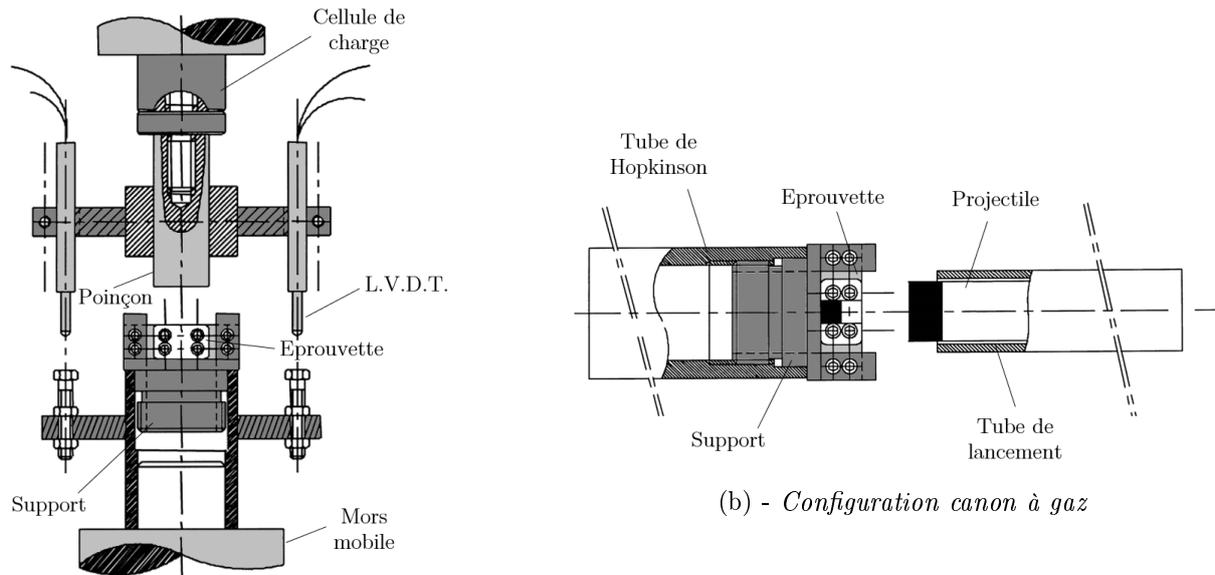
### 3.3.2 Comportement des matériaux

Pour terminer cette partie introductive, j'aborderai un dernier aspect concernant l'étude expérimentale du comportement dynamique des matériaux. J'ai entrepris cette activité en collaboration avec le Pr. J. R. KLEPAZCKO et A. RUSINEK par des participations à plusieurs prestations ou contrats de recherche sur des matériaux type alliages d'aluminium pour l'aéronautique. Les actions les plus représentatives auxquelles j'ai pu participer, avec plus ou moins d'implication, sont listées ci-dessous :

- caractérisation dynamique en cisaillement d'un acier S500C
- caractérisation dynamique en cisaillement et en traction d'alliages d'aluminium 2024, 2024 T42, 7050
- caractérisation dynamique en compression du tantale

Ces divers travaux ont permis de me familiariser avec les essais dynamiques en traction/compression sur barres d'Hopkinson ou encore avec les essais de double cisaillement par impact direct (réalisés sur machine Zwick hydraulique ou tube d'Hopkinson). Cette dernière technique développée par KLEPAZCKO [22], [23], [24] permet de réaliser un impact direct sur l'échantillon à tester. Offrant de nombreux avantages tels qu'une plus grande flexibilité dans la programmation du taux de déformation nominal en cisaillement en changeant simplement la vitesse d'impact, cette configuration en outre, élimine pratiquement le temps de montée de l'onde incidente de chargement qui est inévitablement présent dans le cas de la configuration barre-tube.

4. "Experimental study of adiabatic shear band propagation in impacted plates"; Le Journal de Physique IV; Faure L., Klepaczko J.R., Sutter G. - 2000



(a) - Configuration ZWICK hydraulique

(b) - Configuration canon à gaz

FIGURE 3.14 – Configurations du dispositif expérimental par impact direct

J'aurais par la suite l'occasion de mettre à profit ces compétences lors des études sur le comportement dynamique des matériaux abrasables que je réaliserai lors de mon intégration dans l'équipe de recherche de Sylvain PHILIPPON.

## Synthèse

Il ressort de cette période plusieurs aspects positifs. La conception complète d'un nouveau banc d'essai dynamique polyvalent ainsi que l'amélioration continue de nombreuses techniques expérimentales sur plusieurs années est un point majeur. L'accès à la mesure de la température sans contact en UGV constitue également une avancée majeure et une montée en compétence considérable. Néanmoins, plusieurs axes d'amélioration auraient pu être envisagés. En effet, la détermination des efforts engendrés par le processus de coupe est fortement perturbée par le comportement dynamique de la structure du canon et du capteur instrumenté consécutif à l'impact initial de l'échantillon sur les outils. En effet, la calibration des capteurs d'efforts étant principalement réalisée en conditions quasi-statiques, la mesure des efforts lors de la coupe n'est qu'une valeur moyenne approchée ne tenant pas compte des effets inertiels.

Malgré le succès des travaux entrepris durant de cette période, mon investissement conséquent en tant que responsable de la formation par apprentissage du département GMP délocalisée à Forbach associé à certains désaccords relatifs à certains choix de thèmes de recherche m'a peu à peu éloigné des activités de recherche au sein de l'équipe.

Cette dernière phase marque ainsi la fin d'un premier cycle dans mes activités de recherche. Je me consacrais alors quasi exclusivement, quelques années durant, à mes fonctions de gestion administrative et pédagogique de la filière par apprentissage et d'enseignement tout en maintenant quelques activités contractuelles sur l'étude du comportement dynamique des matériaux. À l'issue de cette période, je décidais, en 2007 et à sa demande, de rejoindre Sylvain PHILIPPON, Maître de Conférences à l'ENIM, afin de collaborer à ses travaux sur le frottement sec en conditions dynamiques.

# Étude du frottement sec

## Sommaire

---

4.1	Introduction . . . . .	<b>61</b>
4.2	Frottement acier/acier . . . . .	<b>62</b>
4.2.1	Essais dynamiques à pression modérée . . . . .	62
4.3	Frottement sec d'alliages de titane à grande vitesse . . . . .	<b>65</b>
4.3.1	Contexte : vers des applications aéronautiques ; liaison aube/rotor . . . . .	65
4.3.2	Premières études . . . . .	66
4.3.3	Vers de nouveaux développements . . . . .	70
4.3.4	Essais de vitesse et de pression sur un couple Ti6Al4V/Ti6Al4V . . . . .	73
4.3.5	Mesure de la température à l'interface . . . . .	77
4.3.6	Mécanismes d'usure et endommagement . . . . .	84
4.3.7	Conclusion . . . . .	87
4.4	Essais quasi-statiques à pression élevée pour des aciers . . . . .	<b>89</b>
4.4.1	Présentation et capabilité du tribomètre . . . . .	89
4.4.2	Influence des paramètres rugosité et pression . . . . .	92

---

## 4.1 Introduction

En Septembre 2006, S. PHILIPPON est nommé à l'ENIM en tant Maître de Conférences au sein du Laboratoire de Fiabilité Mécanique (LFM). Engagé avec le soutien de partenaires du milieu aéronautique dans l'étude expérimentale des interactions aube/carter impliquant des matériaux abrasables, ses activités concernaient également la thématique du frottement sec où la principale originalité de son travail résidait dans le développement d'un tribomètre original adapté à des conditions de contact particulières, c'est-à-dire pression normale apparente et vitesse de glissement appliquées de manière quasi instantanée. C'est dans ce contexte, qu'à partir de 2008 il me sollicite afin de collaborer activement à ses travaux de recherche avec pour objectif de structurer la branche expérimentale de cette thématique dans le cadre de l'étude du frottement des matériaux métalliques dans des conditions dites extrêmes impliquant des vitesses d'interaction et des pressions de contact élevées. Au cours de cette même période, l'ENIM quitte son lieu d'implantation historique au centre de Metz et s'installe sur le site du

technopole. Le LFM est alors réorganisé, devient le Laboratoire de mécanique Biomécanique Polymère Structures (LaBPS) et l'équipe "Thermomécanique du Contact Rapide (TCR)" est créée, structure au sein de laquelle j'évolue depuis. Si dans un premier temps mes activités vont essentiellement concerner le frottement sec aux grandes vitesses, celles-ci vont dans un second temps être étendues à l'étude du comportement dynamique des matériaux abradables, point qui fera l'objet du chapitre suivant.

## 4.2 Frottement acier/acier

### 4.2.1 Essais dynamiques à pression modérée

Dans la continuité des travaux sur l'UGV que j'avais initiés quelques années auparavant, S. PHILIPPON mis au point au cours de sa thèse [19] un tribomètre - FIGURE 4.1 - afin d'évaluer la valeur du coefficient de frottement sec à l'interface outil-copeau. D'une conception originale, radicalement différente du traditionnel pion-disque, celui-ci approprié aux conditions de contacts très sévères que l'on retrouve en UGV rend conjointement possible l'application au contact de pressions apparentes de plusieurs centaines de MPa et des vitesses de glissement de plusieurs dizaines de  $\text{ms}^{-1}$ . Il est conçu de sorte qu'il est capable de s'adapter au banc balistique en lieu et place du montage d'usinage évoqué au chapitre précédent, mais également à d'autres moyens d'essais plus conventionnels tels qu'une machine de traction/compression universelle et ainsi balayer un large spectre de vitesses de glissement. Son principe de fonctionnement consiste à appliquer, par l'intermédiaire de la déformation d'un anneau élastique, une force normale prédéterminée  $F_N$  sur les surfaces de 2 patins fixes et symétriquement disposés de part et d'autre d'une éprouvette mobile [25].

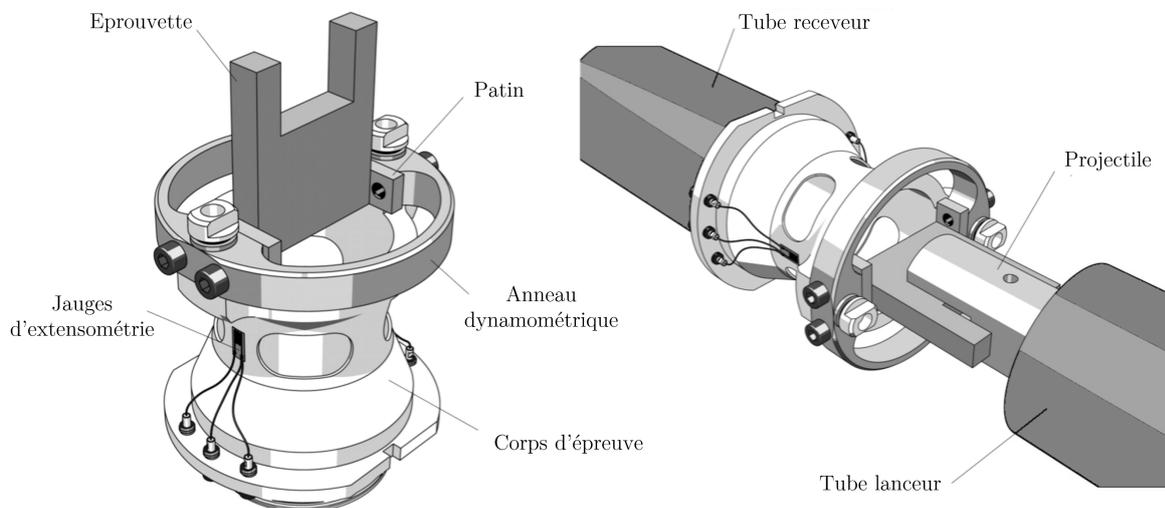


FIGURE 4.1 – Tribomètre par S. PHILIPPON ; Version n° 1

Reprenant un principe analogue à celui appliqué lors de mes travaux sur l'UGV, cette dernière est fixée sur un projectile mis en mouvement quasi instantanément par un canon à gaz. Son énergie cinétique est considérée suffisante afin de supposer que le processus de frottement se réalisera à vitesse quasi constante. Les efforts tangentiels  $F_T$  alors générés sont mesurés par des jauges d'extensométrie collées sur un corps d'éprouve calibré. Si l'effort normal appliqué est connu et bien maîtrisé tout au long d'un essai, le comportement dynamique de l'ensemble, consécutif à l'impact du projectile, perturbe considérablement la mesure des efforts tangentiels  $F_T$ .

En conséquence, il n'est malheureusement possible de déterminer qu'un coefficient de frottement moyen  $\bar{\mu}$  pour les vitesses de glissement les plus élevées, de sorte que :

$$\bar{\mu} = \frac{\bar{F}_T}{F_N} \quad (4.1)$$

où  $\bar{F}_T$  correspond à la valeur moyenne de l'effort tangentiel mesuré sur la durée de l'essai.

Cette première version du tribomètre, bien que parfaitement fonctionnelle et tout à fait fiable, nécessitait néanmoins une évolution visant à améliorer son comportement dynamique bien trop limitant en vue d'une exploitation plus fine des mesures. Une première occasion de la mettre en œuvre s'est présentée à la faveur d'une collaboration avec le Prof. G. Z. VOYIADJIS de l'université Louisiana State University (LSU). L'objectif visait à caractériser le comportement au frottement à grande vitesse d'un couple acier/acier (1080/VascoMax) correspondant respectivement aux rails et aux patins de guidage d'un chariot propulsé sur ces rails par une roquette jusqu'à potentiellement  $2 \text{ km s}^{-1}$ .

Une première phase de conception apporte les premières améliorations - FIGURE 4.2 -, notamment au niveau de l'anneau dynamométrique pourvu à présent d'une nouvelle instrumentation permettant de contrôler en continu la charge normale  $F_N$  appliquée sur l'éprouvette durant l'essai [26]. Cette nouvelle conception s'accompagne également d'une réduction de la masse et d'une augmentation de la rigidité en vue d'une amélioration des performances dynamiques globales du dispositif pour les plus hautes vitesses de glissement de l'ordre d'une dizaine de  $\text{ms}^{-1}$ .

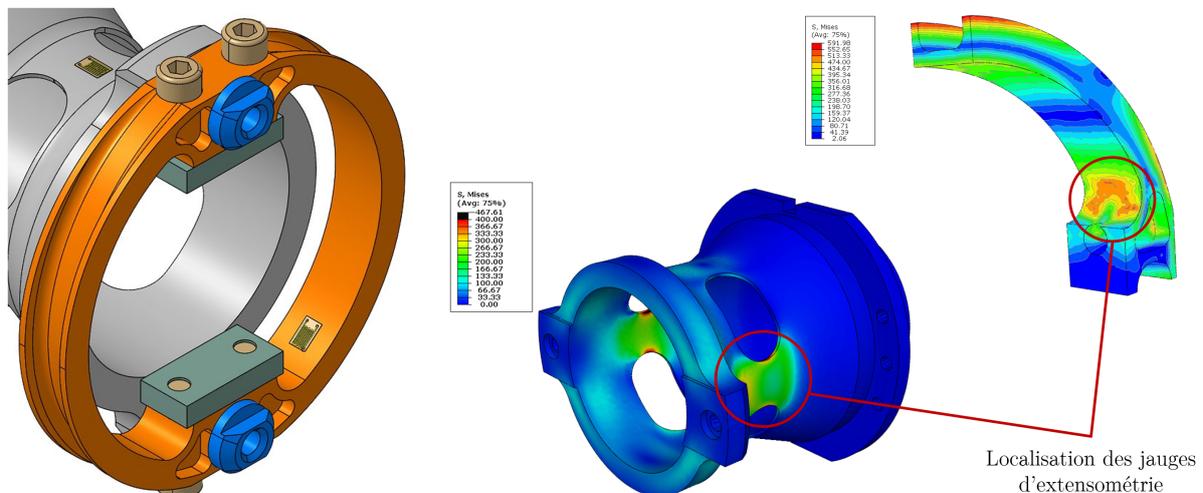


FIGURE 4.2 – Nouvelle version du tribomètre ; Version n° 2

La FIGURE 4.3 illustre les signaux typiques issus d'enregistrements d'une première campagne d'essais effectuée sur une machine d'essai hydraulique pour des vitesses de glissement comprises entre  $0,12$  et  $3,76 \text{ ms}^{-1}$  et pour deux pressions apparentes proches de  $8$  et  $80 \text{ MPa}$ . Globalement, l'essai peut être décomposé en trois phases distinctes. Seule une de ces phases est menée à une vitesse de glissement constante, la technologie hydraulique ne permettant pas d'atteindre immédiatement une vitesse constante du vérin, particulièrement pour les vitesses les plus élevées. Consécutivement à l'impact du vérin mobile sur l'éprouvette fixe, un pic d'intensité de la force tangentielle  $F_T$  est observé. Il s'ensuit la phase où le processus de frottement s'effectue à vitesse constante, illustrée par la courbe linéaire de déplacement du vérin.

Les enregistrements issus des jauges de déformation au cours de cette phase montrent des niveaux des forces normale  $F_N$  et de frottement  $F_T$  stables jusqu'à la perte progressive de contact entre les patins fixes et l'éprouvette mobile. L'évolution temporelle du coefficient de frottement  $\mu$  peut ainsi être déterminée, comme montré dans la vignette de la FIGURE 4.3. Associé à ces mesures d'efforts, des analyses post-mortem des surfaces des éprouvettes ont également été entreprises afin de caractériser la variation de leur rugosité arithmétique  $R_a$  initiale.

Ces premiers travaux [26]<sup>5</sup> ont ainsi permis de confirmer que la qualité et la stabilité des signaux des efforts issus des enregistrements pour diverses conditions de pression et de vitesse étaient suffisamment fiables pour permettre leur exploitation, que le niveau des coefficients de frottement étaient en très bon accord avec la théorie présentée par LIM et ASHBY [27], [28] pour les matériaux métalliques et finalement que la diminution significative du coefficient de frottement observée pouvait être associée à l'augmentation de la vitesse de glissement et à une réduction de la rugosité de surface.

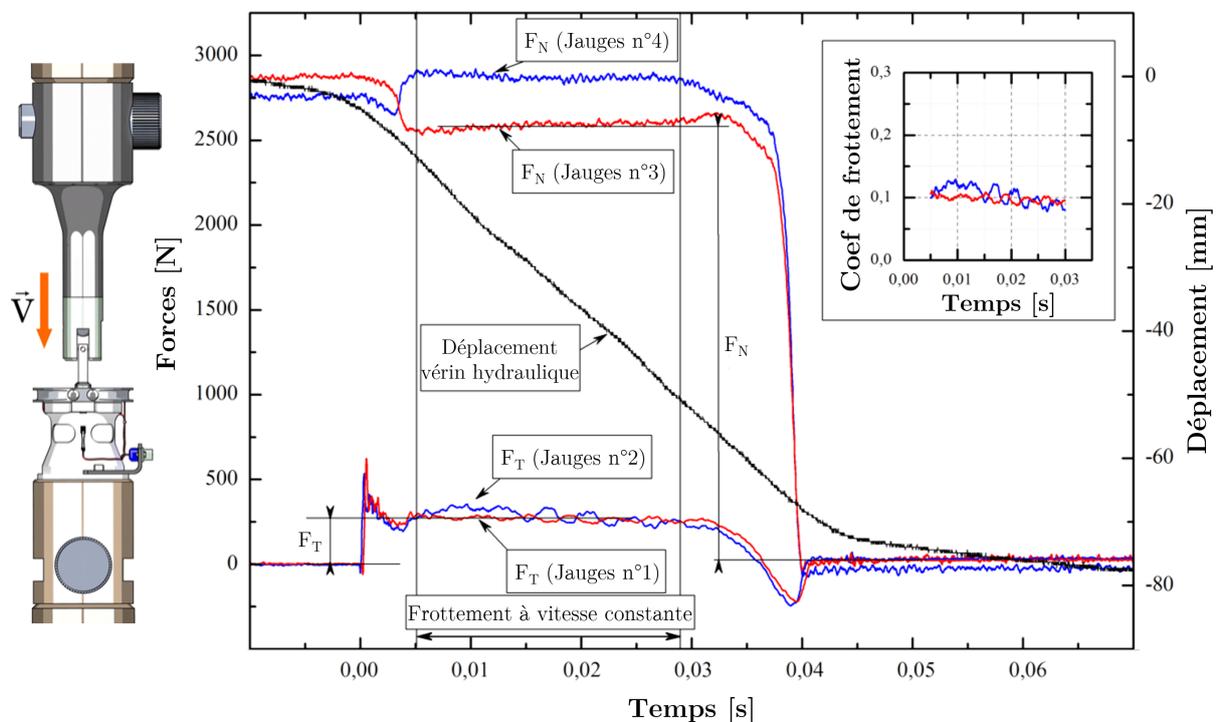


FIGURE 4.3 – Enregistrement typique des forces au cours d'un essai de frottement  $p = 76,3 \text{ MPa}$  ;  
 $V = 1,57 \text{ m s}^{-1}$

Dans l'optique d'atteindre des vitesses de glissement beaucoup plus élevées, jusqu'à  $60 \text{ ms}^{-1}$ , le tribomètre a dans un second temps été adapté sur un canon à gaz et associé à un dispositif d'acquisition vidéo ultra-rapide afin de contrôler la cinématique du projectile et de l'éprouvette en temps réel - FIGURE 4.4 -. Il a ainsi pu être établi que malgré des vitesses de glissement initiales élevées, une perte significative de l'énergie cinétique du projectile durant le processus de frottement, de l'ordre de 30 à 40%, est observée en raison principalement d'une masse du projectile bien trop faible relativement aux efforts mis en jeu, affectant de fait la stabilité du processus d'interaction et l'interprétation des mesures.

5. "A device enhancement for the dry sliding friction coefficient measurement between steel 1080 and vascomax with respect to surface roughness changes"; Philippon S., Voyiadjis G.Z., Faure L., Lodygowski A., Rusinek A., Chevrier P., Dossou E.; Experimental Mechanics - 2011

Néanmoins, malgré ce problème inhérent à l'utilisation d'un banc balistique, il a pu être montré [29]<sup>6</sup> qu'à l'instar des essais réalisés aux vitesses inférieures, la diminution du coefficient de frottement ainsi que la diminution de la rugosité sont plus manifestes avec l'augmentation de la vitesse de glissement.

Il ressort de cette campagne que malgré tout et en dépit des améliorations apportées sur la structure de l'anneau dynamométrique, le comportement dynamique du tribomètre aux plus grandes vitesses de glissement reste son principal point faible. Son manque de rigidité axiale n'autorise que des mesures moyennes du coefficient de frottement dans ces conditions. Néanmoins, ces premières évolutions techniques, de même que l'analyse des répercussions des paramètres de chargement, pression et vitesse, sur le fonctionnement global du dispositif constituent le point de départ d'une nouvelle génération de tribomètres visant à estomper ces insuffisances et dont les études ultérieures présentées dans les sections suivantes vont initier la mise en œuvre.

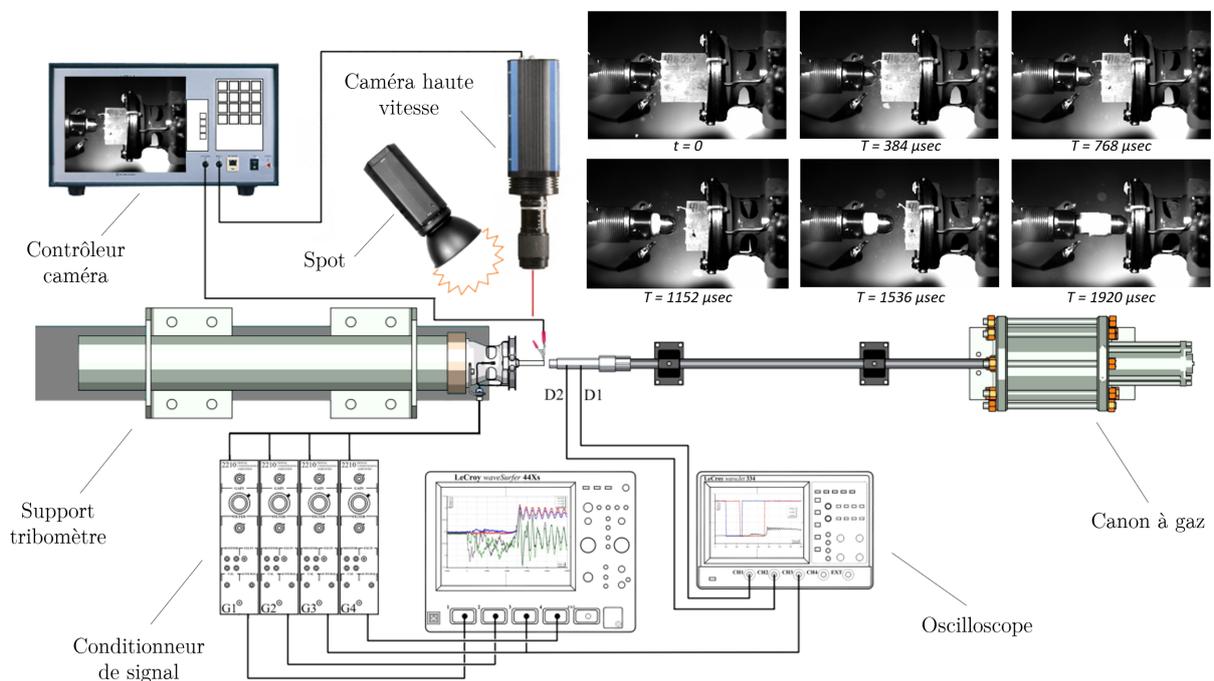


FIGURE 4.4 – Implantation du tribomètre sur un canon à gaz associé à un dispositif de prises de vues à haute fréquence.

### 4.3 Frottement sec d'alliages de titane à grande vitesse

#### 4.3.1 Contexte : vers des applications aéronautiques ; liaison aube/rotor

Dans les turboréacteurs de type double-flux une soufflante de grande diamètre absorbe une quantité d'air importante dont une part n'est pas dirigée vers le compresseur basse pression. Cette part d'air contourne la partie froide jusqu'à la tuyère d'éjection où elle est ensuite mélangée avec les gaz chauds. Ce principe permet d'obtenir des moteurs moins bruyants et moins polluants. Les diamètres parfois importants de la soufflante (supérieurs à 1,8 m) associés à des vitesses de rotation élevées (supérieures à 5000 tr/min) font de cette partie du moteur une des plus sollicitées mécaniquement.

6. "Dry sliding friction experiments at elevated velocities"; Lodygowski A., Faure L., Voyiadjis G.Z., Philippon S.; Strain - 2011

Les aubes de la soufflante sont généralement assemblées au disque de rotor grâce à une liaison généralement de type attache marteau, attache sapin ou en forme de queue d'aronde comme illustrée à la FIGURE 4.5. En fonctionnement, sous les actions combinées de phénomènes centrifuges et vibratoires, les interfaces de contact de ces composants en alliage de titane sont soumises à des sollicitations complexes qui tendent à endommager les surfaces et peuvent entraîner la formation de fissures ayant potentiellement la capacité de conduire à la rupture de l'aube ou du disque. Le dimensionnement de cette liaison prend habituellement en compte un coefficient de frottement issu d'essais de type « fretting fatigue » représentatif du chargement en conditions habituelles de fonctionnement. Cependant, dans des cas exceptionnels tels qu'une collision avec des oiseaux ou encore l'ingestion par le moteur de plaques de glace, la liaison aube/rotor est sollicitée de manière extrêmement sévère, conduisant à des cas de chargement dynamique (chargement quasi instantané d'intensité élevée et à grande vitesse) hors normes. Afin de minimiser les probabilités d'une rupture d'aube, des simulations numériques prenant en compte l'impact d'un corps étranger sur les aubes sont effectuées par les motoristes. Celles-ci permettent de dimensionner au mieux les pièces impliquées. Néanmoins, ces modèles demandent des données expérimentales comme paramètres d'entrée et notamment parmi elles, la connaissance du coefficient de frottement aux interfaces.

SOURCE : Flightglobal/Tim Bicheno-Brown

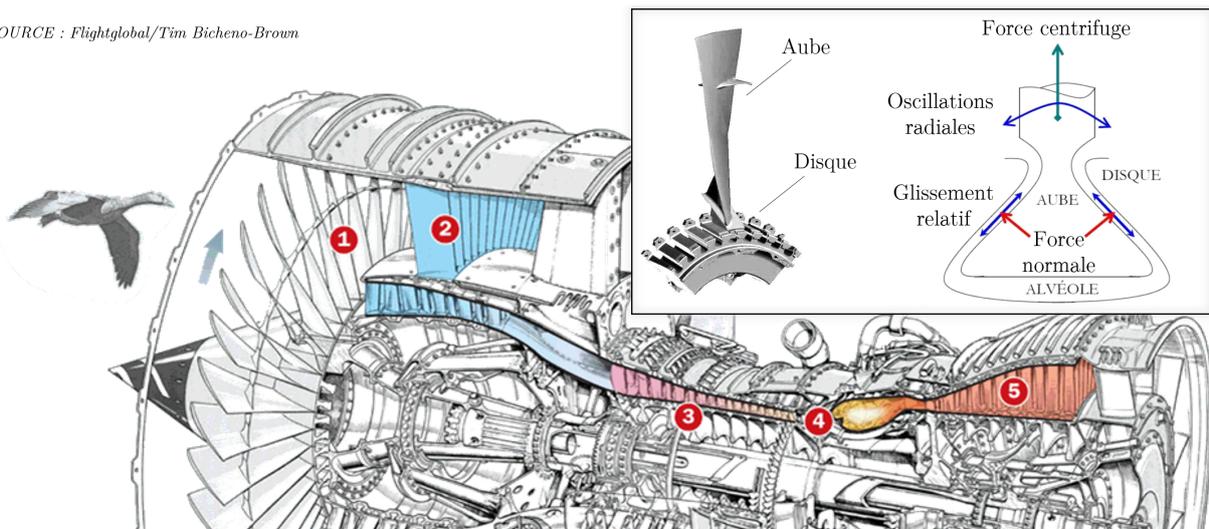


FIGURE 4.5 – Architecture d'un turboréacteur - Liaison aube/rotor

Dans le cadre particulier d'une ingestion aviaire, les grandeurs telles que la vitesse et la direction d'éjection des aubes sont régies par le comportement de l'interface de contact entre le pied de l'aube et l'alvéole du disque de la soufflante. Il est donc fondamental de s'intéresser à la sensibilité du coefficient de frottement  $\mu$  à la vitesse de glissement et à la pression normale ainsi qu'aux endommagements induits à l'interface.

#### 4.3.2 Premières études

Consécutivement aux premiers travaux sur le frottement sec acier/acier et considérant les études sur les interactions aube/carter dans les turboréacteurs menées par ailleurs par S. PHILIPPON et de leurs potentielles incidences au niveau de la liaison aube/rotor, il nous est apparu de plus en plus évident de

nous intéresser au comportement tribologique des alliages de titane et en particulier au Ti6Al4V. En effet, bien qu'ils soient couramment utilisés dans les applications aérospatiales et aéronautiques, il est bien connu que cet alliage offre une faible résistance à l'usure par glissement et est souvent associé à des propriétés tribologiques médiocres, YANTIO [30]. Les travaux de STRAFFELINI [31] soulignent ainsi une influence de la vitesse de glissement sur l'adoucissement du matériau entraînant une accumulation de déformation plastique à l'interface de contact. QIU [32] considérant l'influence des propriétés thermiques du couple GCr15/Ti6Al4V montre que les coefficients de frottement sont légèrement plus élevés pour la pièce du tribocouple ayant la diffusivité thermique la plus grande, expliquant ce comportement par une température moins élevée à l'interface et donc un niveau de contrainte plus important.

Étant encore membre à cette période de l'équipe Texture Matériaux Procédés (TMP), dirigée par le Pr. A. TIDU, je décidais d'initier une étude collaborative [33]<sup>7</sup> afin de réaliser des essais sur ce matériau, non plus limitée à la seule détermination du coefficient de frottement, mais étendue à l'analyse des surfaces et des péri-surfaces. L'objectif recherché visant à caractériser l'influence de la vitesse de glissement sur l'évolution de la morphologie de la couche matériau en sous-surface via des observations par microscope électronique à balayage. Suivant un protocole bien établi et éprouvé sur machine d'essai hydraulique - FIGURE 4.6 -, les essais ont été réalisés pour une distance de glissement de 60 mm avec comme paramètres expérimentaux imposés : la pression normale apparente  $p$  variant entre 36,1 et 38,9 MPa, la vitesse de glissement  $V$  variant de 0,1 à 3,71  $\text{ms}^{-1}$  et la rugosité initiale des surfaces en contact  $R_a = (0,75 \pm 0,04) \mu\text{m}$ .

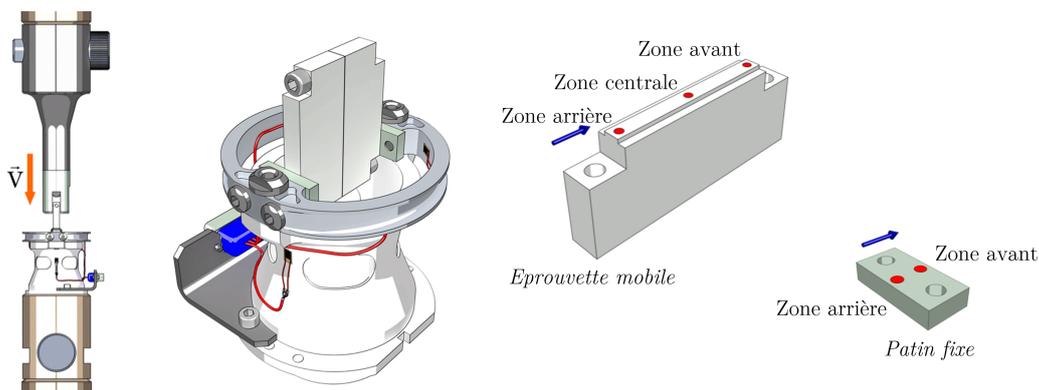


FIGURE 4.6 – Configuration des essais tribologiques d'un couple Ti6Al4V/Ti6Al4V ; Points de mesure des rugosités des échantillons

Les résultats sur la mesure du coefficient de frottement  $\mu$  révèlent deux comportements distincts en relation directe avec la vitesse de glissement. Pour les essais en conditions quasi-statiques, la valeur de  $\mu$  ne varie que très légèrement - FIGURE 4.7(a) - contrairement aux vitesses plus élevées où en raison de l'augmentation continues des forces tangentielles, une croissance tout au long du processus de frottement de  $\mu$  est observée - FIGURE 4.7(b) -. Les mesures de variation de la rugosité  $R_a$  des surfaces associées révèlent une augmentation drastique de celle-ci après essais en corrélation avec la vitesse de glissement, tant pour les patins fixes que pour l'échantillon mobile, avec des valeurs plus élevées (jusqu'à 3  $\mu\text{m}$ ) pour les zones arrières correspondant à celles en fin de glissement et où la pression est la plus élevée.

7. "Friction Experiments for titanium alloy tribopairs sliding in dry conditions : Sub-surface and surface analysis"; Tribology International; Faure L., Bolle B., Philippon S., Schuman C., Chevrier P., Tidu A. - 2012

Il est à remarquer que ces constatations sont en parfaite opposition avec celles relevées avec le même dispositif et des conditions expérimentales similaires pour le contact acier/acier [26], [29], évoquées précédemment où il a été rapporté une diminution de la rugosité pour les échantillons fixes et mobiles avec la croissance de la vitesse.

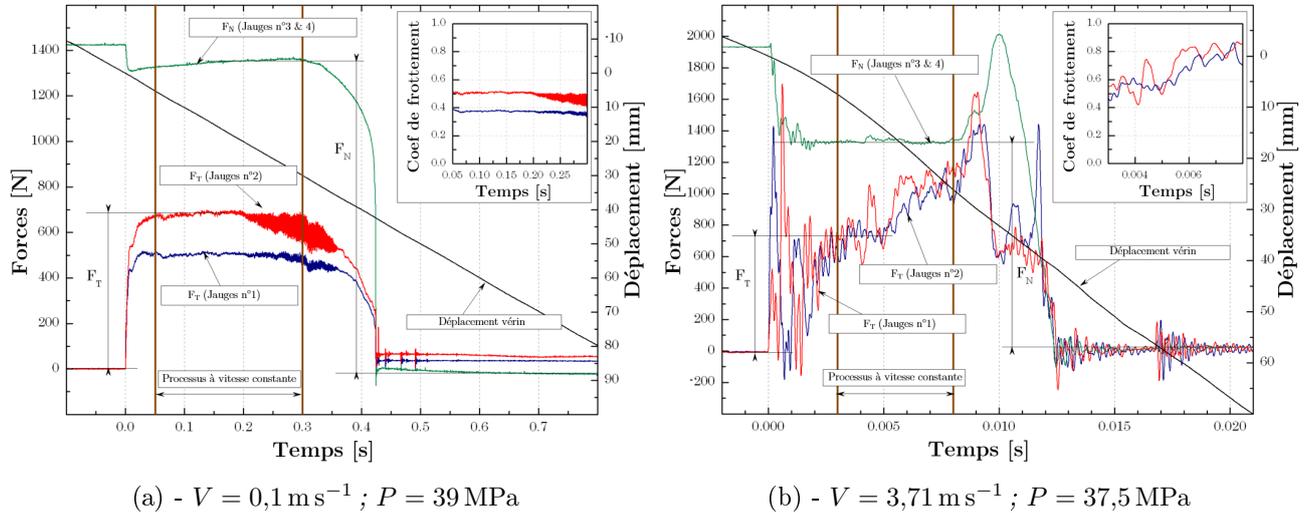


FIGURE 4.7 – Enregistrements typiques des forces au cours d'essais hautes pressions d'un couple Ti6Al4V/Ti6Al4V

Les FIGURES 4.8(a) à (d) présentent différentes sections transversales de la piste de frottement des éprouvettes mobiles pour des vitesses de glissement s'étendant de  $0,1$  à  $3,71 \text{ ms}^{-1}$ . Ces images montrent clairement que le processus de frottement influence sur la sous-surface du matériau résultant en une modification significative de la microstructure initiale en fonction de la vitesse. Pour les vitesses les plus élevées, au-dessus du cœur du matériau non affecté, une constitution complexe peut être définie - FIGURE 4.9 - révélant deux couches principales (matériau déformé et matériau transféré) elles-mêmes subdivisées en deux sous-couches.

- **Couche D** : couche plastiquement déformée sont d'environ  $15 \mu\text{m}$  d'épaisseur, observée pour des vitesses de l'ordre du  $\text{ms}^{-1}$ , où les grains  $\text{Ti-}\beta$  ont subi une déformation (jusqu'à  $\varepsilon = 3.2$ ) alors qu'ils ne sont pratiquement pas affectés en dessous. Leur forme et leur orientation mettent en évidence l'intensité du mouvement relatif des surfaces en contact. Cette couche est - Figure 4.8(b) -.
- **Couche C** : couche intermédiaire très fortement affectée où la déformation et la microstructure ne peuvent pas être clairement résolues.
- **Couche B** : on retrouve ici une zone où de façon analogue à la zone C, la microstructure n'est pas clairement identifiable.
- **Couche A** : les grains  $\text{Ti-}\beta$  sont extrêmement fins, moins de  $0,2 \mu\text{m}$  pour les plus hautes vitesses, FIGURE 4.8-(c). Ce type de grains  $\text{Ti-}\beta$  allongés a déjà été observé en UGV en coupe orthogonale par VELASQUEZ [34] et résultent du processus de déformation intense induit par le frottement à l'interface outil/matière aux hautes vitesses. On peut considérer qu'un phénomène analogue se produit dans notre application. De plus, une analyse approfondie révèle qu'une fine microstructure lamellaire - FIGURE 4.10 - apparaît au-delà de  $3 \text{ ms}^{-1}$  indiquant que l'augmentation de la température pendant le glissement a dû être supérieure à  $981 \text{ }^\circ\text{C}$ , température du transus  $\alpha \leftrightarrow \beta$  de l'alliage.

Enfin pour terminer, de longs vides ellipsoïdaux - FIGURE 4.8(d) - sont parfois observés dans certaines parties de l'échantillon, entre la couche transférée et la couche déformée et parfois à l'intérieur même de la couche transférée. Leurs dimensions peuvent atteindre 10 mm de long pour 2 mm de large. Une observation attentive montre également que des débris avoisinant 5 mm engendrés par l'usure des interfaces se retrouvent au sein de cette couche rapportée.

Un scénario en trois étapes peut alors être proposé, expliquant l'augmentation continue du coefficient de frottement au cours des essais aux plus hautes vitesses.

- Phase 1 : le glissement de l'échantillon mobile sur les patins fixes entraîne une forte déformation plastique et la sous-surface présente des grains  $\beta$  minces, longs et courbés dans la direction du glissement.
- Phase 2 : la déformation de l'échantillon augmente suite à un adoucissement du matériau consécutif à l'augmentation de la température à l'interface au fur et à mesure de la progression de l'éprouvette mobile.
- Phase 3 : la température du patin fixe augmente de façon drastique au-delà du transus alors que la température de l'éprouvette mobile reste plus basse : en conséquence, du matériau du patin sous forme de débris est transféré sur la surface de l'éprouvette qui sont finalement soumis à un refroidissement sévère et une transformation de phase.

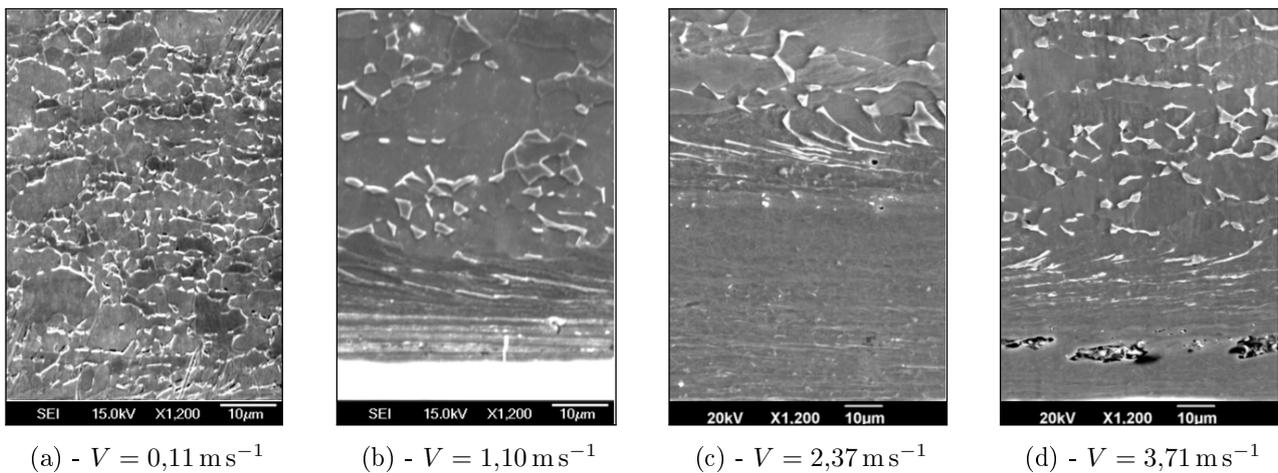


FIGURE 4.8 – Évolution de la microstructure en sous surface avec la vitesse de glissement

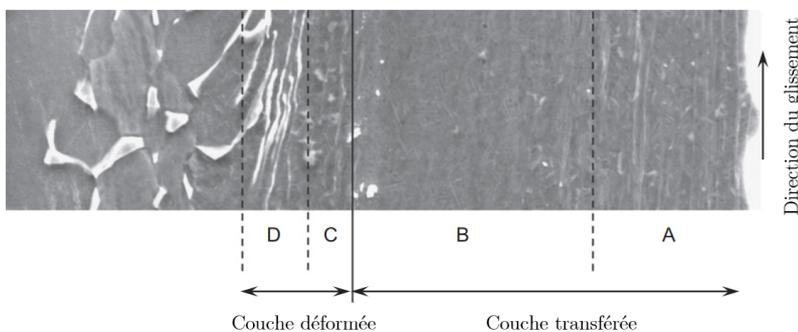


FIGURE 4.9 – Décomposition en multi-couches

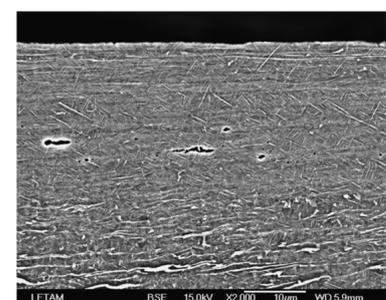


FIGURE 4.10 – Structures lamellaires ;  $V = 3,71 \text{ ms}^{-1}$

### 4.3.3 Vers de nouveaux développements

Ces premières investigations sur le comportement du titane en frottement n'étaient pas rattachées à un besoin industriel particulier. Néanmoins, elles ont permis de mettre en place des procédures expérimentales, des moyens de caractérisation et d'analyse qui allaient trouver leur essor peu de temps après. Hormis ces travaux, il n'existait que très peu d'études relatives au couple Ti6Al4V/Ti6Al4V en conditions de frottement à grande vitesse par ailleurs. L'augmentation du coefficient de frottement avec la vitesse de glissement a semblablement été constatée par QIU [35] sur un tribomètre pion-disque pour des vitesses comprises entre 30 et 70 m s<sup>-1</sup> mais pour des pressions appliquées plus faibles variant de 0,33 et 1,33 MPa. De façon analogue, il ressort que l'évolution des efforts de frottement au cours de l'interaction semble pilotée par des effets thermomécaniques à l'interface. Néanmoins, le peu d'études disponibles dans la littérature ne permet pas clairement d'expliquer le lien entre puissance dissipée (image du produit  $p \cdot V$ ), chaleur et le comportement tribologique du Ti6Al4V tel que l'activation de phénomènes d'usure et l'émission de particules dures au contact.

C'est dans cet état d'avancement de nos travaux et de nos connaissances que nous avons été sollicités par le motoriste SAFRAN Aircraft Engines (SAE) afin d'étudier le comportement des liaisons aubes/disque des turboréacteurs dans le cas d'impacts sévères, évoqués en introduction de cette section. SAE estimait par modélisation la pression de contact maximale au niveau du pied d'aube lors de cette interaction à 300 MPa et la vitesse de glissement à 60 m s<sup>-1</sup> - FIGURE 4.5 -. Afin de pouvoir reproduire expérimentalement ces conditions physiques, des démarches ont été initiées dans le cadre de la thèse de G. CHASSAING [36] dans le but de concevoir dans un premier temps un nouveau moyen d'essai -FIGURE 4.11 - autorisant cette gamme de vitesses et dans un second temps, sur la base de la version existante, un nouveau tribomètre capable d'appliquer des pressions normales de plusieurs centaines de MPa sur une éprouvette. Une troisième version du tribomètre a ainsi été élaborée - FIGURE 4.12 -.

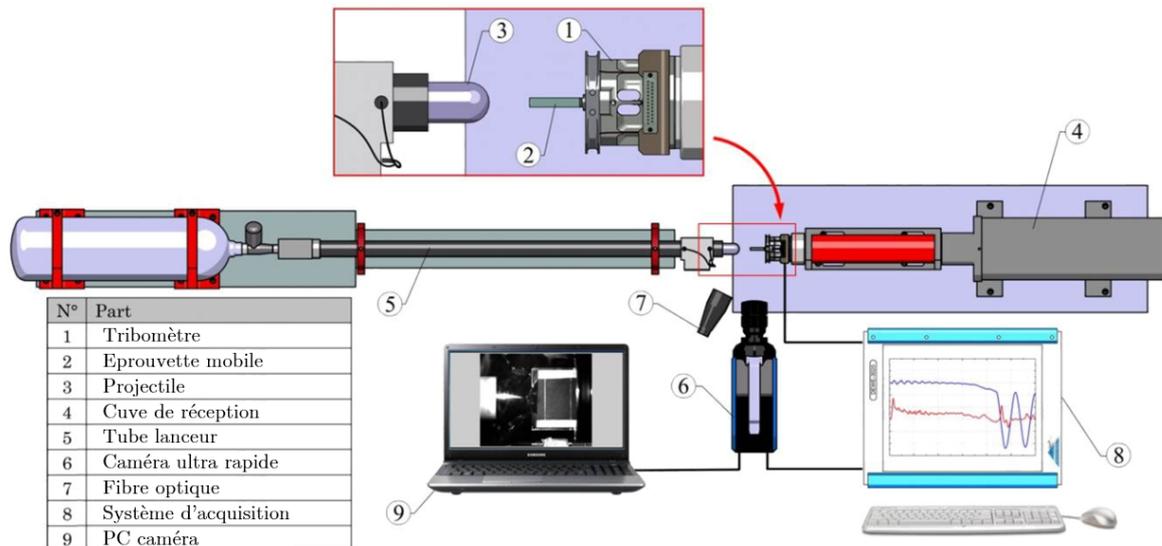


FIGURE 4.11 – Banc balistique ENIM

Plusieurs modifications majeures ont été mises en œuvre sur cette version. La géométrie de l'anneau dynamométrique a ainsi été modifiée de sorte que la charge normale maximale applicable soit dorénavant de 9000 N, correspondant à une pression normale apparente de 400 MPa. La conception du corps d'éprouve a été entièrement repensée afin d'augmenter sa rigidité axiale et ainsi palier au

point faible majeur de la version antérieure. Coté mesure, il est à présent instrumenté avec quatre jauges de déformation, disposées par paire en demi-pont de Wheatstone compensé en flexion. Celles-ci sont localisées sur des sections volontairement affaiblies du tribomètre situées à l'arrière de la zone de frottement afin d'obtenir une sensibilité satisfaisante. Compte tenu des temps d'interaction très faibles (de l'ordre de la centaine de  $\mu\text{s}$ ) induits par des vitesses élevées et des longueurs de glissement courtes (60 mm), le comportement dynamique de cette nouvelle conception du corps d'éprouve a été analysé afin de déterminer l'étendue de sa bande passante et sa capacité à retranscrire fidèlement les efforts de frottement. Sur la base des travaux de VINCENT [37], sa transmissibilité, c'est-à-dire le rapport entre l'effort mesuré par le capteur et l'effort réellement appliqué pour un spectre fréquentiel (0 - 10 Hz) a été étudiée. Les résultats font apparaître une fréquence de résonance aux alentours de 6 kHz correspondant au premier mode de flexion - FIGURE 4.13 -. Les essais de validation du dispositif ont par ailleurs permis de confirmer que l'énergie mise en jeu au cours du processus d'interaction n'était pas suffisante pour activer ce mode de vibration et ainsi valider cette conception.

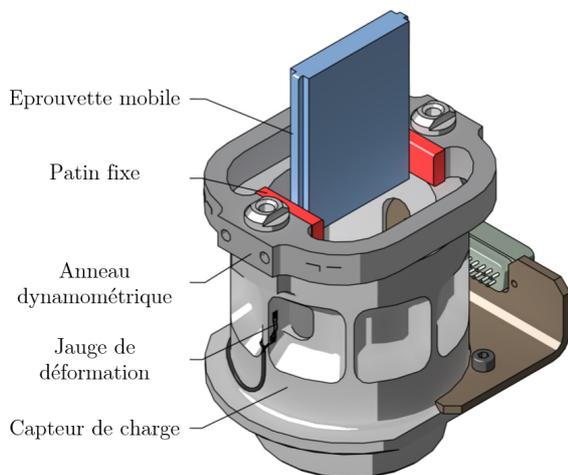


FIGURE 4.12 – Tribomètre V3

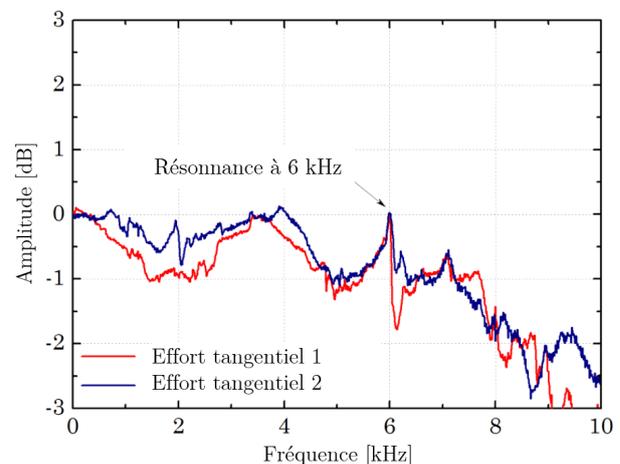


FIGURE 4.13 – Analyse modale

Ce banc fonctionnant à l'air ou à l'azote permet pour un projectile de 0,5 kg d'atteindre des vitesses maximales de l'ordre de  $90 \text{ m s}^{-1}$ , mesurées juste avant l'impact sur l'échantillon à la sortie du tube de lancement par des photodiodes laser. La vitesse de glissement instantanée de l'échantillon mobile entre les patins fixes du tribomètre est quant à elle contrôlée pendant le processus de frottement par une caméra à grande vitesse Shimadzu HPV2.

Un signal typique des efforts normaux et tangentiels issus d'un essai à  $p = 110 \text{ MPa}$  et  $V = 40 \text{ m s}^{-1}$  est montré à la FIGURE 4.14. À l'instar des enregistrements recueillis lors des essais sur machine hydraulique, celui-ci peut être divisé en trois zones distinctes. La première zone est la phase transitoire de mise en mouvement de l'éprouvette suite à l'impact du projectile. La seconde zone constitue le centre d'intérêt de notre étude. Elle correspond à la phase de glissement de l'éprouvette dans le tribomètre dans des conditions quasi stationnaires durant laquelle le coefficient de glissement moyen ainsi que les températures aux interfaces sont déterminés. Enfin, la troisième et dernière zone illustre la sortie de l'éprouvette du dispositif. On notera dans un premier temps la quasi-constance de l'effort normal malgré le choc occasionné par l'impact et dans un second temps celle des efforts tangentiels tout au long du processus de frottement. De même, le fait que ces derniers soient en phase confirme la bonne symétrie géométrique du dispositif et des surfaces de contact.

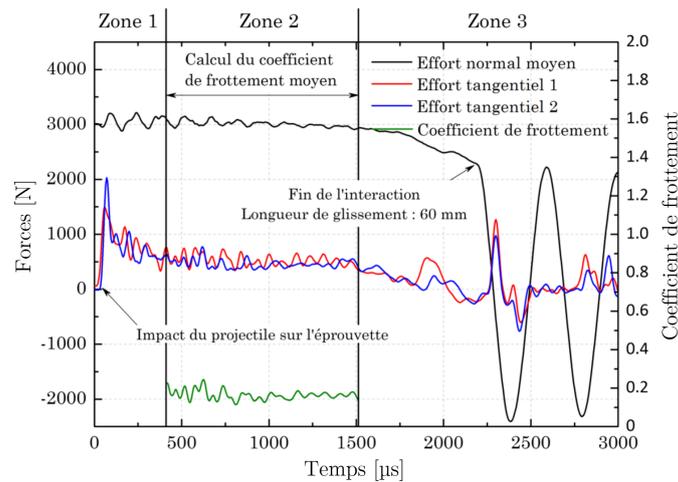


FIGURE 4.14 – Enregistrements typiques des signaux de forces sur le tribomètre balistique V3

### Mesure du coefficient de frottement

Contrairement aux essais sur machines universelles, l'éprouvette sur le banc balistique n'est plus contrôlée consécutivement à l'impact du projectile. Néanmoins, en supposant :

- que la variation de l'énergie cinétique de l'éprouvette  $\Delta E_c = \frac{1}{2}m(V_j^2 - V_i^2)$  entre 2 instants  $i$  et  $j$  est intégralement due aux forces de frottement et par conséquent égale au travail de ces forces sur la longueur de glissement  $L_{i-j}$ ,  $W_{i-j} = 2\mu \cdot F_N \cdot L_{i-j}$
- que le coefficient de frottement  $\mu$  est identique sur les deux patins du dispositif

un coefficient de frottement énergétique  $\mu_E$  sous un effort normal  $F_N$  peut être déterminé par la relation :

$$\mu_E = \frac{1}{4}m \frac{(V_j^2 - V_i^2)}{F_N \cdot L_{i-j}} \quad (4.2)$$

Les vitesses en début et fin d'essai sont déterminées par les enregistrements vidéo issus de la caméra, dont un exemple est montré à la FIGURE 4.15. Compte tenu du faible intervalle de temps entre chaque image (2 ms) et de la résolution relativement faible du capteur CCD de la caméra (312 x 260 pixels) une erreur de mesure de la position de l'éprouvette d'un pixel se traduit par une incertitude de  $\pm 4 \text{ ms}^{-1}$  pour un essai à  $30 \text{ ms}^{-1}$  jusqu'à  $\pm 16 \text{ ms}^{-1}$  pour un essai à  $60 \text{ ms}^{-1}$ . L'enregistrement permet cependant de s'assurer que le projectile n'est plus en contact avec l'échantillon après l'impact et qu'ainsi seules les forces de frottement modifient la vitesse de l'échantillon comme supposé.

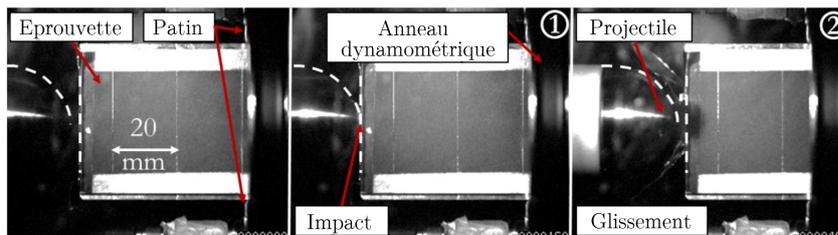


FIGURE 4.15 – Mesure instantanée de la vitesse par caméra ultra rapide

La FIGURE 4.16 présente un pointage issu de ces enregistrements, réalisé pour un essai à une pression normale apparente de  $p = 110 \text{ MPa}$  et une vitesse d'impact  $V_{imp} = 44 \text{ ms}^{-1}$ . La vitesse initiale de glissement de l'éprouvette  $V_i = 50 \text{ ms}^{-1}$  supérieure s'explique par la différence de masse entre les deux corps. Le faible temps de montée en vitesse  $64 \mu\text{s}$  confirme le chargement quasi instantané de l'éprouvette. Une tendance linéaire a été choisie pour décrire cette décroissance. De plus, en raison des incertitudes citées précédemment, les erreurs induites sur le calcul du coefficient de frottement  $\mu_E$  peuvent théoriquement être importantes. Néanmoins, la comparaison des coefficients de frottement énergétiques  $\mu_E$  calculé à partir de eq. (4.2) et  $\bar{\mu}$  calculé à partir de eq. (4.1), souligne la fiabilité et la bonne répétabilité des mesures issues des deux méthodes. Pour la gamme de vitesses étudiée, la valeur moyenne du coefficient diminue très légèrement, voire reste quasiment inchangée quand la vitesse augmente.

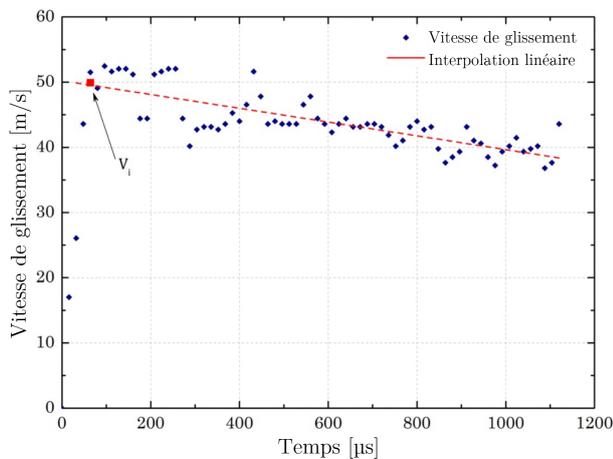


FIGURE 4.16 – Pointage des vitesses et interpolation

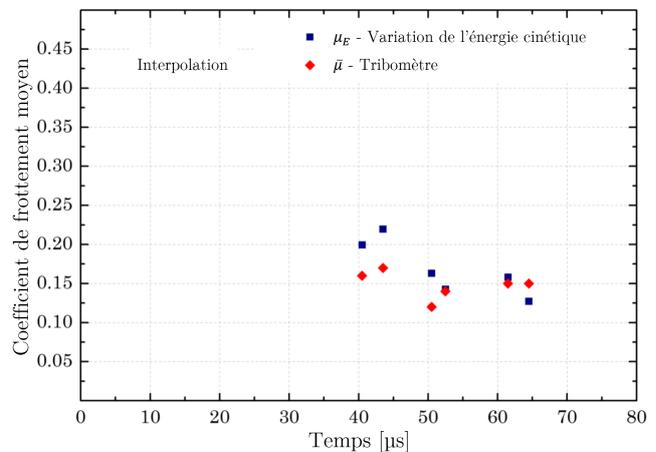


FIGURE 4.17 – Coefficients de frottement issu de la méthode énergétique et des mesures du tribomètre

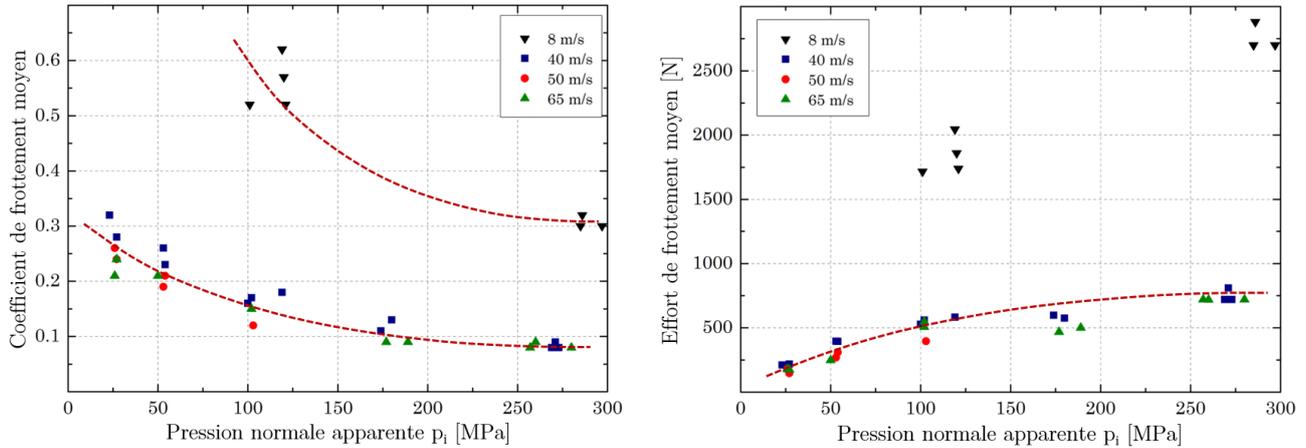
#### 4.3.4 Essais de vitesse et de pression sur un couple Ti6Al4V/Ti6Al4V

La vitesse  $V$  et la pression de contact  $p$  sont les deux principaux paramètres influents lors de phénomènes de glissement à haute vitesse. Plusieurs configurations correspondant à différents produits  $p \cdot V$  ont été étudiées afin d'extraire dans un premier temps l'influence de chacun de ces deux paramètres sur la valeur du coefficient de frottement moyen  $\bar{\mu}$  ainsi que sur les niveaux de température à l'interface dans un second temps. Quatre vitesses  $V_i$  de 8, 45, 55 et  $68 \text{ ms}^{-1}$  sont ciblées pour des pressions normales initiales  $p_i$  s'étendant de 25 à 297 MPa.

##### Influence de la pression normale apparente

La sensibilité du coefficient de frottement à la pression normale apparente a été observée pour toute la plage de vitesses prédéfinies. Pour la plus faible des vitesses de glissement, soit  $8 \text{ ms}^{-1}$ , le fait d'augmenter la pression de 25 à 280 MPa entraîne une chute du coefficient de frottement moyen  $\bar{\mu}$  de l'ordre de 45% - FIGURE 4.18(a) -. Un taux de décroissance légèrement supérieur est observé pour une vitesse de glissement de  $8 \text{ ms}^{-1}$ . Globalement, on observe une diminution du coefficient de frottement moyen avec l'augmentation de la pression normale et ceci quelle que soit la vitesse de glissement prise en compte, même si cet effet reste moins visible pour des pressions supérieures à 180 MPa.

Cependant, comme il est montré sur la FIGURE 4.18(b), l'augmentation de la pression normale a aussi pour conséquence d'entraîner une augmentation de l'effort tangentiel de frottement  $F_T$ . Il y a donc une influence de la pression sur la puissance mécanique dissipée, et donc sur la quantité de chaleur évacuée dans le contact, nous y reviendrons par la suite.



(a) - Évolution du coefficient de frottement moyen  $\bar{\mu}$

(b) - Évolution de l'effort tangentiel  $F_T$  moyen

FIGURE 4.18 – Influence de la pression

Cette augmentation s'expliquerait par la définition de la force tangentielle  $F_T = \tau S_r$  telle qu'elle peut être considérée par de nombreux auteurs. En effet, de nombreuses études se basent sur l'évolution du rapport entre surface réelle de contact  $S_r$  et surface apparente  $S_a$  pour expliquer l'influence de la pression normale BAY [38], [39], WANHEIM [40], STRAFFELINI et MOLINARI [41], dont une représentation est proposée à la FIGURE 4.19 [42]. La surface réelle étant considérée comme l'aire totale de toutes les aspérités adhésives entre les deux corps en mouvement, les seules assujetties au cisaillement, et la surface apparente l'aire de toutes les aspérités supportant la charge normale, le coefficient de frottement  $\mu$  peut alors être défini comme :

$$\mu = \frac{F_T}{F_N} = \frac{\tau}{\sigma} \cdot \frac{S_r}{S_a} \quad (4.3)$$

$\tau$  : contrainte de cisaillement au sein d'une aspérité adhésive

$\sigma$  : contrainte normale appliquée

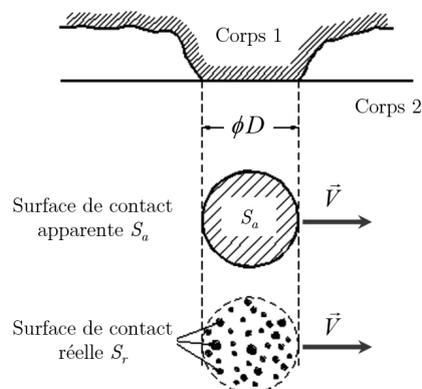


FIGURE 4.19 – Contact entre 2 corps : surface réelle et surface apparente

L'augmentation de la pression de contact serait à l'origine de la hausse de la surface réelle de contact  $S_r$  et donc de l'effort de frottement  $F_T$ . Cependant, bien que ce dernier semblerait tendre vers une asymptote avec l'augmentation de la pression - FIGURE 4.18(b) -, cette étude n'a pas permis de définir un niveau critique à partir duquel l'effort tangentiel deviendrait indépendant de la pression normale apparente.

LIM [27] note néanmoins que pour des vitesses de glissement supérieures à  $1 \text{ ms}^{-1}$ , celles-ci deviennent prépondérantes sur la rugosité et pilotent l'évolution du coefficient de frottement, la puissance dissipée ne permettant pas de modifier de façon drastique l'état de surface initial à ces vitesses. Il semble admis dans la littérature, MONTGOMERY [43], PRAKASH [44], PHILIPPON [25] que pour les hautes vitesses, la pression normale apparente tend à abaisser le coefficient de frottement des couples métalliques, cependant aucune loi ou relation ne permet de lier directement la pression à la valeur du coefficient de frottement.

### Influence de la vitesse de glissement et du flux de chaleur total

On retrouve cette tendance liée à la vitesse dans nos résultats - FIGURE 4.20 -. Par exemple, pour les essais réalisés à  $p = 110 \text{ MPa}$ , le coefficient  $\bar{\mu}$  évolue à la baisse de 0,56 à 0,15 entre  $8 \text{ ms}^{-1} < V_i < 65 \text{ ms}^{-1}$ , soit une chute de 73%. Cependant, cette évolution est nettement plus modérée lorsque la vitesse de glissement est supérieure à  $40 \text{ ms}^{-1}$  et ne semble dépendre principalement que de la pression normale appliquée. Ainsi, pour une pression de  $p = 25 \text{ MPa}$ , le coefficient de frottement moyen  $\bar{\mu}$  diminue de 0,30 à 0,22 entre  $40 \text{ ms}^{-1} < V_i < 70 \text{ ms}^{-1}$  alors que pour les essais sous très forte charge normale à  $p = 280 \text{ MPa}$ , sa valeur semble totalement indépendante de la vitesse de glissement et se stabilise autour de  $\bar{\mu} = 0,08$ .

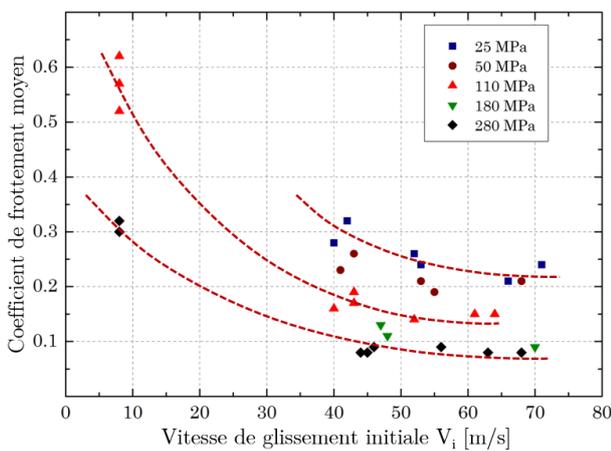


FIGURE 4.20 – Évolution du coefficient de frottement moyen  $\bar{\mu}$  avec la vitesse

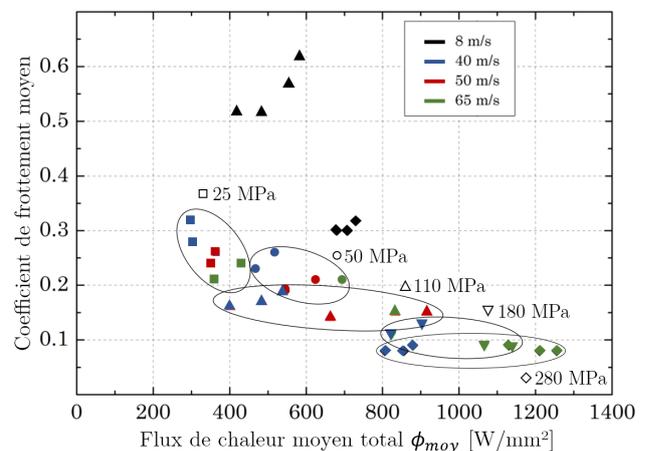
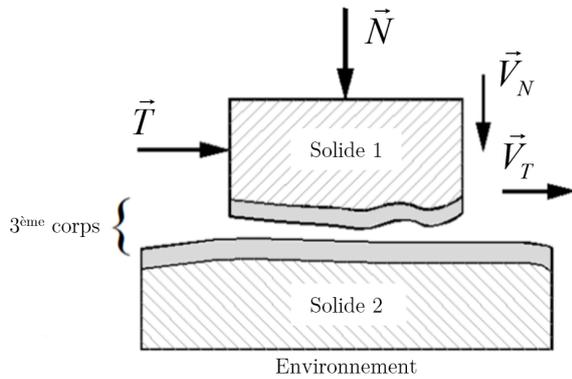


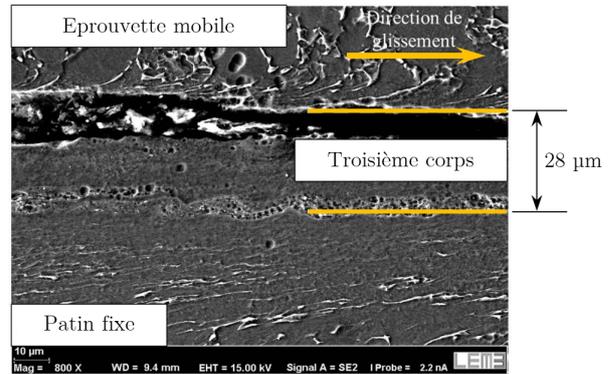
FIGURE 4.21 – Sensibilité du coefficient de frottement moyen  $\bar{\mu}$  au flux thermique

Cette variation du coefficient de frottement en regard de la vitesse de glissement peut être corrélée à l'augmentation de la température à l'interface de contact. La température de fusion d'un des matériaux pouvant être dépassée très localement, on peut raisonnablement supposer que l'état de surface initial est altéré par la nature visqueuse de l'extrême surface des matériaux. Cet adoucissement thermique peut conduire à la fusion locale des aspérités composant la surface réelle de contact ayant pour conséquence la formation d'un film hydrodynamique possédant des propriétés proches de celles d'un

lubrifiant et aboutissant ainsi à une baisse du coefficient de frottement, MONTGOMERY [43], CARIGNAN [45], KAWAMOTO [46] et à une augmentation de l'usure par dégagement de particules fondues. Si ces particules restent piégées dans le contact, on parle alors de troisième corps - FIGURE 4.22(a) -, concept phénoménologique élaboré par GODET [47] et BERTHIER [48] à partir d'observations expérimentales et visibles dans notre expérience sur la FIGURE 4.22(b).



(a) - Représentation du concept



(b) - Interface  $Ti6Al4V/Ti6Al4V$   
( $p = 110 \text{ MPa}$ ;  $V = 20 \text{ m s}^{-1}$ )

FIGURE 4.22 – 3<sup>ème</sup> corps au sein de l'interface de contact

La FIGURE 4.21 présente la sensibilité du coefficient de frottement à la puissance totale dissipée dans le contact ou encore le flux de chaleur total (en faisant l'hypothèse que toute la puissance mécanique est dissipée en chaleur) défini par :

$$\phi_{moy} = \bar{\mu} \cdot p \cdot \bar{V}_{moy} \quad (4.4)$$

en  $\text{W m}^{-2}$  où  $\bar{V}_{moy}$  est la vitesse de glissement moyenne de l'essai mesurée durant l'interaction.

Sur cette illustration, l'évolution des valeurs du coefficient de frottement obtenues pour  $p \leq 180 \text{ MPa}$  semble en adéquation avec l'explication précédente. L'élévation locale de la température en lien avec l'augmentation de la vitesse de glissement conduisant à une chute du coefficient moyen  $\bar{\mu}$ . Par contre, les résultats des essais pour  $p > 180 \text{ MPa}$  indiquent que l'augmentation de la puissance thermique ne paraît plus modifier sensiblement la valeur de  $\bar{\mu}$ , la vitesse de glissement n'ayant plus d'influence sur l'effort de frottement - FIGURE 4.18(b) -.

Néanmoins, il est important de noter que les essais effectués pour  $p = 110 \text{ MPa}$  aux vitesses  $V = 8$  et  $40 \text{ m s}^{-1}$  sont à l'origine d'un flux de chaleur moyen  $\phi_{moy}$  équivalent et pourtant les coefficients de frottement moyens mesurés sont très éloignés (0,56 contre 0,18). Dans le cas du  $Ti6Al4V$  qui possède un comportement thermo-viscoplastique, l'augmentation de la vitesse de déformation, corrélée à l'augmentation de la vitesse de glissement pour une couche cisailée d'épaisseur constante, affecte le niveau de la contrainte équivalente à la hausse, ce qui tend à élever la température et donc à abaisser le niveau de contrainte. Cette compétition entre deux effets antagonistes (écrouissage et adoucissement thermique) liée à la vitesse de glissement révèle la complexité des phénomènes mis en jeu lors d'interactions extrêmes. Plusieurs points sont à relever suite à ces travaux :

- l'influence de la pression normale apparente sur le coefficient de frottement moyen  $\bar{\mu}$  et l'effort tangentiel moyen  $F_T$  a été constatée pour toutes les configurations étudiées. Elle est indépendante

de la vitesse de glissement considérée entre 8 et 70  $\text{ms}^{-1}$ . Son origine serait liée à l'augmentation de la surface réelle de contact et donc à la hausse de la résistance au glissement

- la vitesse de glissement a une influence notable sur l'évolution du coefficient de frottement lorsque la pression de contact est inférieure à 180 MPa. Son augmentation tend à abaisser la résistance au frottement. L'adoucissement thermique de l'interface de contact expliquerait la diminution observée du coefficient de frottement avec la vitesse de glissement
- la vitesse de glissement n'a que très peu d'influence à partir de 40  $\text{ms}^{-1}$  pour des pressions supérieures à 180 MPa. Il est possible que l'augmentation du flux de chaleur total, et donc de la vitesse, ne modifie que légèrement la température de l'interface de contact
- les essais réalisés à 8  $\text{ms}^{-1}$  ne semblent pas sensibles au flux de chaleur moyen. Les valeurs des coefficients de frottement calculés lors de ces configurations sont plus élevées que tous les autres

Le fait de raisonner à partir du flux de chaleur total moyen ne semble donc pas suffisant à ce stade. Les températures générées aux interfaces de contact sont dépendantes de l'évolution des propriétés thermiques des matériaux et du coefficient de répartition de la chaleur dans chacun des corps. Une analyse de l'évolution des températures atteintes durant les essais est donc indispensable pour tenter d'expliquer les résultats obtenus.

#### 4.3.5 Mesure de la température à l'interface

Ce point a déjà été évoqué à la section 3.2 de ce manuscrit, néanmoins apportons-y quelques précisions. Plusieurs méthodes faisant appel à la pyrométrie à rayonnement infrarouge, aux thermocouples, à des marqueurs thermiques déposés sur les surfaces en contact ou encore aux modifications des microstructures des matériaux peuvent être employées afin d'accéder aux températures générées au cours du processus de frottement. Leur mise en œuvre est bien souvent délicate et principalement dépendante de l'accessibilité des surfaces d'interaction souvent confinées, de la nature des matériaux en contact et du type de températures, flash ou moyennes, recherchées.

La thermographie appartient à la catégorie des méthodes non invasives, qui présentent l'avantage de pouvoir être utilisées sans altérer les surfaces de contact. Néanmoins, la principale difficulté associée à cette méthode réside dans la détermination des niveaux d'émissivité des surfaces au cours de la mesure - FIGURE 3.8 -.

La mesure par thermocouples est quant à elle basée sur l'effet Seebeck : lorsque deux métaux différents sont combinés pour former deux jonctions et que ces jonctions sont maintenues à deux températures différentes, une force électromotrice (f.e.m.) apparaît à travers ces jonctions. Des thermocouples standard peuvent ainsi être insérés au sein des pièces du tribocouple, dans des alésages au plus près des surfaces de contact - FIGURE 3.7(a) -. Malgré tout, dans les cas particuliers où les thermocouples sont placés perpendiculairement à la source de chaleur, l'erreur de mesure peut atteindre jusqu'à 50%, BECK [49].

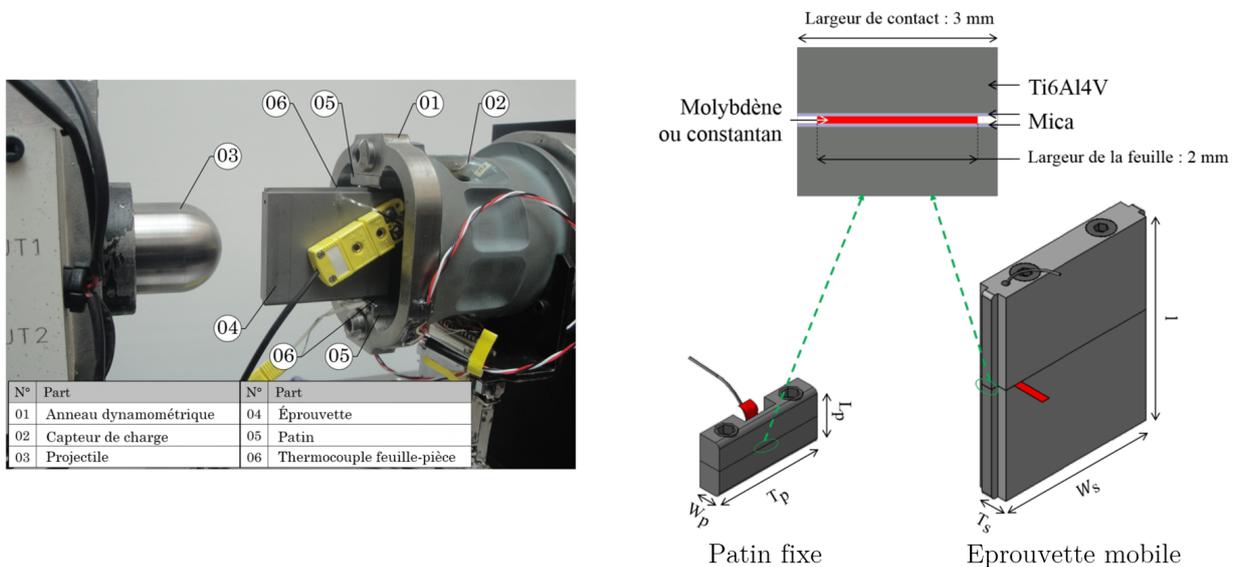
Afin de s'affranchir de ces inconvénients, un thermocouple feuille-pièce peut être employé pour mesurer la température directement à l'interface de glissement - FIGURE 3.7(b) -. Cette méthode présente l'avantage que la jonction chaude (entre la feuille et la pièce) est créée directement au niveau de la surface de contact. Celle-ci est formée par une multitude de microcontacts et la f.e.m. mesurée correspond donc à la moyenne des f.e.m. de l'ensemble des microcontacts constituant la jonction chaude.

L'évaluation de la température de fond au cours de l'interaction nécessite donc de conserver la jonction chaude pendant tout l'essai, correspondant à au moins un micro-contact.

La nature particulière de notre contact (plan-plan à haute vitesse de glissement) conduit à des déformations en cisaillement importantes du Ti6Al4V et à l'apparition d'un troisième corps qui sépare l'échantillon du patin - FIGURE 4.22(b) -. Sa formation consécutive au transfert de matière du patin usé vers l'échantillon en mouvement peut ainsi favoriser la création et la régénération des micro contacts tout au long de l'interaction. Cependant, des erreurs systématiques peuvent là aussi se produire pendant la mesure. LEFEBVRE [17] a montré que ces erreurs dépendent de divers facteurs comme la forme et la taille de la jonction et estiment, à l'aide de simulations numériques, que cette erreur peut atteindre 25%.

### Intégration des thermocouples feuilles pièces

En dépit de ces inconvénients, cette technologie a été retenue pour évaluer les températures aux interfaces en fonction des critères expérimentaux pression et vitesse [50]<sup>8</sup>. Le premier matériau constituant le thermocouple est évidemment l'alliage Ti6Al4V. Le second doit être choisi en fonction de sa température de fusion, de ses propriétés thermophysiques et doit posséder une sensibilité thermoélectrique suffisante. Notre choix s'est porté sur deux couples Ti6Al4V-Constantan (type C) et Ti6Al4V-Molybdène (type M). Le type C présente l'avantage d'offrir une sensibilité plus importante évaluée à  $39,1 \mu\text{V}^\circ\text{C}^{-1}$  contre  $16 \mu\text{V}^\circ\text{C}^{-1}$  pour le type M. Cependant la température de fusion du Constantan de  $1300^\circ\text{C}$  contre  $2600^\circ\text{C}$  pour le Molybdène peut limiter son utilisation - FIGURE 4.23(a) -.



(a) - Implantation du tribomètre instrumenté sur le lanceur à gaz

(b) - Intégration des thermocouples feuille-pièce sur les éprouvettes

FIGURE 4.23 – Dispositif de mesure des températures à l'interface de glissement

Avant toute mesure de température, il a été vérifié que l'intégration du thermocouple au sein des pièces ne modifiait pas fondamentalement les conditions de contact à l'interface et par conséquent

8. "Experimental and numerical study of frictional heating during rapid interactions of a Ti6Al4V tribopair"; Wear; Chassaing G., Pougis A., Philippon S., Lipinski P., Faure L., Meriaux J., Demmou K., Lefebvre A. - 2015

l'effort de frottement. Des essais dans des conditions similaires à celles évoquées en début de chapitre ( $p = 118 \text{ MPa}$ ,  $V = 43 \text{ ms}^{-1}$ ) ont montré que ces forces n'étaient que marginalement perturbées par la présence des thermocouples, validant ainsi l'emploi de cette technique. Néanmoins, comme il a été précisé, ce type de thermocouple peut conduire à une erreur systématique de mesure. La présence des feuilles de mica, de Molybdène ou de Constantan peut potentiellement perturber localement l'écoulement de la chaleur au sein de la pièce et renvoyer une mesure de température éloignée de la valeur réelle. Une modélisation du contact avec et sans thermocouple a ainsi été réalisée pour quantifier cette erreur et la corriger, point qui sera développé ultérieurement.

Pour évaluer le gradient de température dans une pièce donnée, il est nécessaire de connaître la valeur du flux de chaleur imposé à sa surface. Ce dernier est dépendant d'un coefficient de partage  $\alpha^i$  vers ce corps du flux de chaleur total généré à la surface. Ce coefficient est souvent considéré comme constant et uniquement dépendant des propriétés thermiques des deux matériaux en contact CARSLAW and JAEGER [51]. Ainsi, un flux de chaleur généré sera réparti uniformément (50%) lors d'une interaction entre deux pièces d'un même matériau. Cependant dans notre cas, il est assez clair que si on considère les surfaces en contact de nos pièces, celle de l'éprouvette mobile est constamment renouvelée au cours de l'interaction alors qu'à contrario, celle du patin fixe est constamment soumise à un flux de chaleur, induisant de fait un échauffement continu alors qu'à contrario la surface de l'éprouvette entre en contact à température ambiante. Les propriétés thermiques (conductivité thermique, la chaleur spécifique) du Ti6Al4V dépendant fortement de la température, il semble donc difficilement concevable d'utiliser un coefficient de partage de la chaleur  $\alpha^i = 50\%$  dans ces conditions.

Pour intégrer les thermocouples, les patins et les échantillons ont été découpés en deux. Une feuille de Constantan (ou de Molybdène) de 25 mm en épaisseur et 2 mm en largeur isolée entre deux feuilles de mica a été insérée entre chacune des moitiés de l'échantillon et du patin - FIGURE 4.23(b) -. Après l'assemblage, les surfaces ont été rectifiées afin de créer les micro-jonctions constituant la partie chaude en extrême surface. Les images de la FIGURE 4.24 présentent le thermocouple feuille-pièce après l'opération de rectification et après l'interaction. Les observations post-mortem (après friction) illustrent les mécanismes de création de jonctions. La surface usée présente des micro-contacts de formes et de tailles variées. De plus, ces observations permettent de valider que les feuilles de mica isolantes sont toujours présentes en extrême surface après l'interaction, les températures mesurées sont donc bien représentatives des températures d'interface.

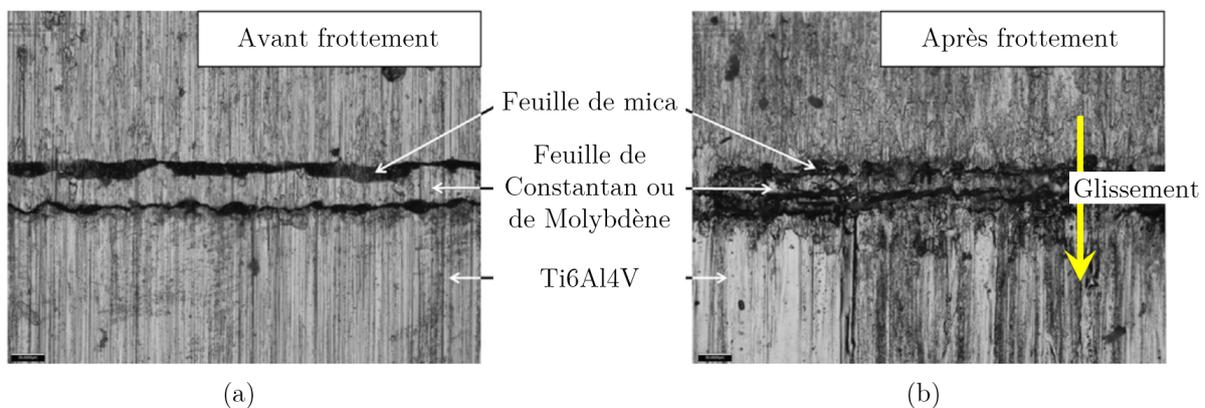


FIGURE 4.24 – Observations optiques du thermocouple feuille-pièce après l'opération de rectification (a) et après le processus de frottement (b).

Un signal de température, avec un taux d'échantillonnage de 500 kHz obtenu lors d'un essai au niveau du patin fixe est présenté à la FIGURE 4.25 ( $p = 118 \text{ MPa}$ ,  $V = 43 \text{ ms}^{-1}$ ). Les courbes de température indiquent deux phases distinctes : une phase d'échauffement correspondant au processus de friction et une phase de refroidissement. Le premier maximum de température est détecté à  $14 \mu\text{s}$  pour le signal brut. Cette valeur confirme la validité de cette technique du thermocouple feuille-pièce pour mesurer les températures à l'interface lors d'interactions de frottement rapides. Les diverses variations du signal brut visibles sont assimilées au mécanisme continu de destruction et de régénération des micro-jonctions de la partie chaude. Les températures moyennes au niveau de la surface de contact sont déterminées par lissage du signal à l'aide d'une moyenne mobile à 25 points.

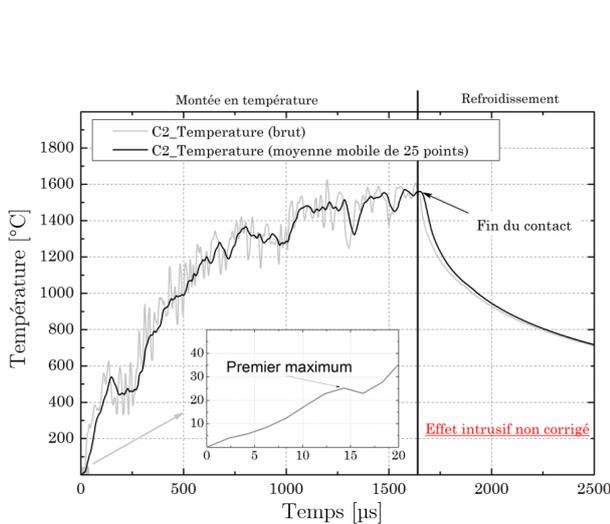


FIGURE 4.25 – Exemple typique d'un signal de mesure de température (patin fixe)

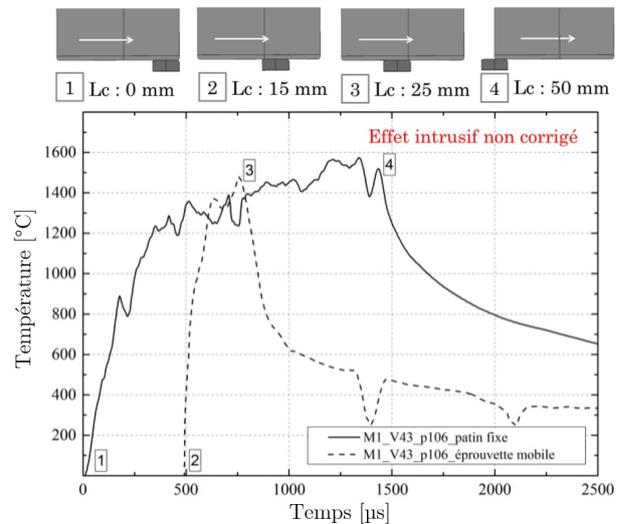


FIGURE 4.26 – Mesure simultanée de la température sur les deux pièces en contact

La deuxième phase d'évolution de la température permet d'évaluer la vitesse de refroidissement au niveau de la jonction chaude. Dans notre cas, la température diminue d'environ  $800 \text{ °C}$  en  $1 \text{ ms}$  et de façon non linéaire. Sa présence sur l'enregistrement corrobore la persistance des micro-jonctions après l'interaction, et ce, malgré les fortes conditions thermomécaniques rencontrées au cours de cet essai.

La FIGURE 4.22(b) illustre clairement que le thermocouple feuille-pièce mesure la température de l'interface entre le patin fixe ou l'échantillon mobile instrumenté et le troisième corps. Ce troisième corps peut être à l'origine d'une résistance thermique qui dépend majoritairement des aspérités composant la surface réelle. Il peut également par son caractère visqueux, conduire à une surface réelle très proche de la surface apparente. Pour évaluer cette résistance, il est nécessaire de mesurer les deux températures d'interface (interfaces éprouvette mobile/troisième corps et patin fixe/troisième corps).

La FIGURE 4.26 illustre ces mesures de températures aux deux interfaces de part et d'autre du troisième corps. La ligne noire pleine correspond aux températures détectées par le thermocouple du patin, correspondant à une longueur de contact de  $50 \text{ mm}$  et sur une période d'environ  $1450 \mu\text{s}$ . La ligne grise pointillée représente le profil des températures détectées par le thermocouple de l'éprouvette, correspondant à une distance de glissement égale à la longueur du patin, soit  $10 \text{ mm}$ , pour un temps de contact d'approximativement  $270 \mu\text{s}$ . On peut noter à nouveau pour les deux signaux une élévation extrêmement rapide de la température enregistrée, soulignant les très bonnes performances de mesure dynamique des thermocouples. Cependant, le point le plus marquant de ces enregistrements est lié

au niveau de concordance entre les températures des deux interfaces, indiquant une température du troisième corps quasi homogène imputée à sa faible épaisseur  $< 10 \mu\text{m}$ . La résistance thermique de cette couche d'interface peut par conséquent être considérée comme négligeable.

Des simulations numériques réalisées par CHASSAING [36] dans le cadre de ces travaux de thèse ont permis d'évaluer l'effet intrusif lié à la présence de ces thermocouples. La FIGURE 4.28(a) présente des mesures expérimentales réalisées avec le thermocouple de type C et la FIGURE 4.28(b) avec celui de type M, toutes deux comparées avec les simulations numériques suivant le modèle illustré à la FIGURE 4.27. Les températures calculées aux jonctions J1 et J2 correspondent aux bornes inférieure et supérieure de la réponse d'un thermocouple. Même si les géométries, les répartitions et les tailles des jonctions varient constamment en conditions réelles, les courbes expérimentales et numériques sont néanmoins en bonne concordance. À noter toutefois que les résultats numériques surestiment la valeur mesurée pour le type C, différence attribuée au manque de données concernant les propriétés thermiques du constantan au-delà de  $400^\circ\text{C}$  pour la modélisation. Quant au thermocouple de type M, une très bonne corrélation expérimentale vs numérique est observée indiquant que le couple Ti6Al4V-Molybdène semblerait à priori plus adapté à nos conditions d'essai. Cependant, il faut quand même relever que les quatre courbes de température sont très proches, laissant supposer que la nature du thermocouple C ou M n'influe que modérément sur la mesure expérimentale.

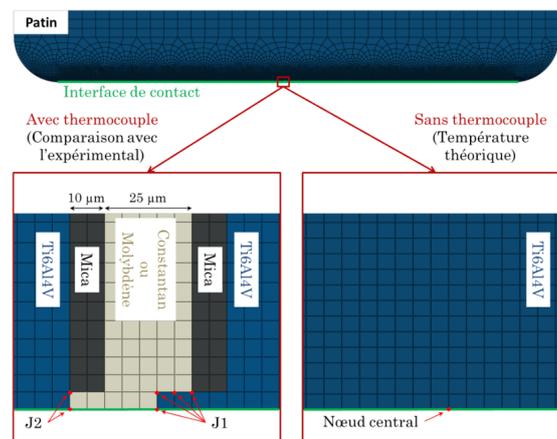
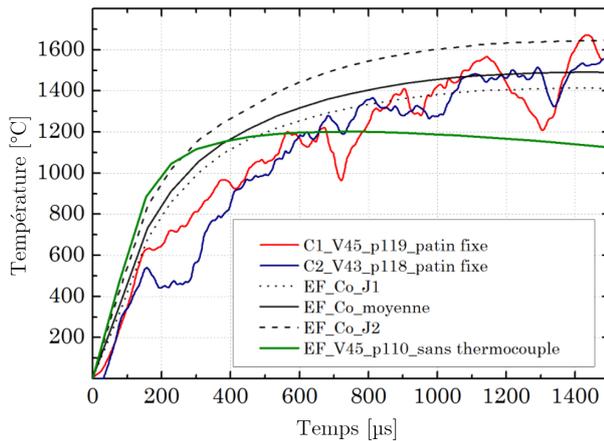
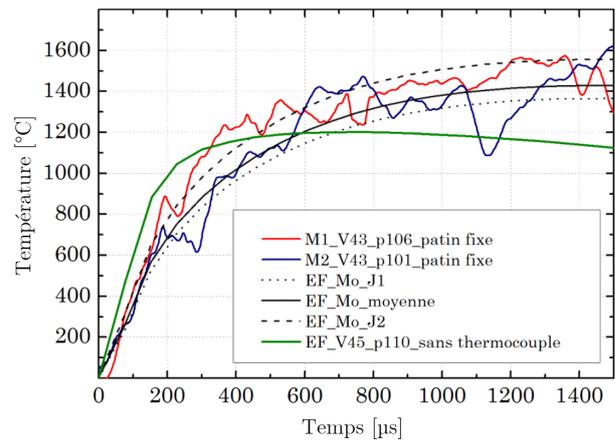


FIGURE 4.27 – Modélisation numérique de l'implantation d'un thermocouple

Concernant les mesures avec et sans capteur, une différence notable peut être observée. La présence du thermocouple conduit dans un premier temps à une sous-estimation de la température lors des 500 premières micro secondes, puis à une surestimation au-delà. Ce dernier perturbe donc l'écoulement de la chaleur et conduit à une erreur systématique de la mesure, comme attendu. Cela peut s'expliquer par la présence des deux feuilles de mica qui isolent la feuille thermocouple et restreignent l'écoulement de la chaleur dans la direction de glissement. Une erreur de l'ordre de 30% dans la mesure peut ainsi être relevée au terme de l'interaction. La baisse de la température visible sur ces courbes est quant à elle attribuable à la diminution de la chaleur générée en fin d'interaction en raison de la chute de la vitesse de l'éprouvette (de  $45 \text{ms}^{-1}$  à  $25 \text{ms}^{-1}$ ).



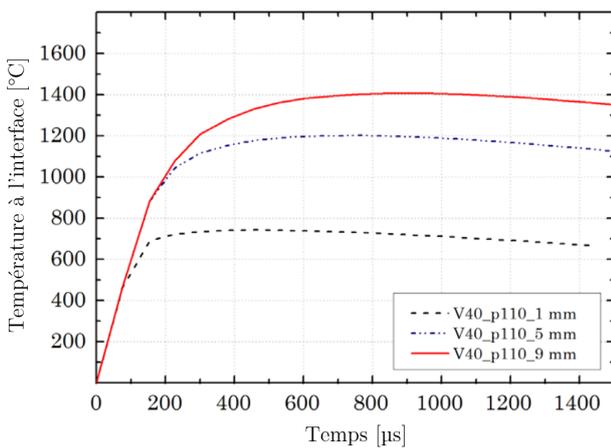
(a) - Configuration avec le thermocouple de type C



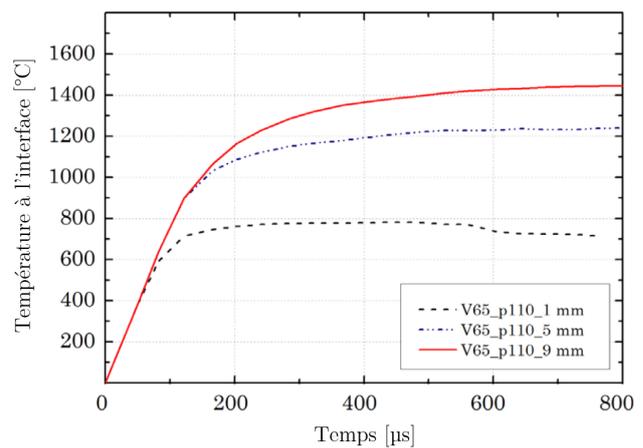
(b) - Configuration avec le thermocouple de type M

FIGURE 4.28 – Comparaison des températures issues des mesures expérimentales avec les calculs numériques (EF) (avec et sans thermocouple) -  $V = 45 \text{ m s}^{-1}$

Le modèle numérique a également été employé pour extrapoler les températures sur la longueur de contact du patin. La valeur du coefficient de répartition du flux thermique vers le patin  $\alpha^p$  dépend principalement des propriétés thermophysiques des matériaux en contact et de la résistance thermique de l'interface. Une configuration dans laquelle le tribosystème est composé du même matériau et pour lequel le niveau de résistance thermique à l'interface est relativement limité, voire négligeable, suggère dans un premier temps une valeur  $\alpha^p$  proche de 0,5. Néanmoins, dans notre dispositif et comme nous l'avons déjà évoqué, au cours de l'interaction la totalité de la surface du patin est en permanence en contact avec une petite partie de la surface de l'éprouvette constamment renouvelée. Cette configuration amène à penser raisonnablement qu'il peut exister une différenciation des températures au niveau des surfaces de contact et un coefficient de répartition du flux thermique différent de 0,5.



(a) -  $p = 110 \text{ MPa}$ ,  $V = 45 \text{ m s}^{-1}$



(b) -  $p = 110 \text{ MPa}$ ,  $V = 65 \text{ m s}^{-1}$

FIGURE 4.29 – Évolution de la température le long du patin en fonction du temps

Les tracés de la FIGURE 4.29 confirment ces comportements. Pour les deux vitesses d'interaction étudiées, cette figure montre la température pour trois zones distinctes situées le long de la surface de contact du patin, respectivement à 1 mm (entrée du contact), 5 mm (emplacement du thermocouple) et 9 mm (sortie du contact) de la face frontale.

Pour ces deux vitesses, les températures augmentent linéairement au cours des 80 premières milli secondes et après cette courte période transitoire, un comportement différencié émerge entre l'avant et l'arrière du patin. Alors que la zone d'entrée semble atteindre assez rapidement un état quasi stationnaire avec une température de l'interface autour de 700 °C, la zone arrière du patin voit la température augmenter pendant au moins 600 ms et atteindre un maximum proche de 1400 °C.

La FIGURE 4.30 illustre l'évolution du coefficient de répartition du flux thermique  $\alpha^p$  vers le patin en fonction du temps. Si on pose  $\varphi_p(t)$  et  $\varphi_e(t)$ , les flux de chaleur pénétrant respectivement dans le patin et l'éprouvette mobile, alors la fraction du flux total pénétrant effectivement le patin  $\alpha^p$  est donnée par :

$$\alpha^p(t) = \frac{\varphi_p(t)}{\varphi_p(t) + \varphi_e(t)} \quad (4.5)$$

Le flux de chaleur transmis aux deux corps dépend de la valeur de la diffusivité thermique du matériau et du gradient de température à proximité des surfaces en contact. Pour les deux vitesses, la valeur initiale de  $\alpha^p$  est égale à 0,5 car les températures et les gradients de température des deux corps sont initialement comparables. À l'entrée du contact,  $\alpha^p$  évolue de 0,5 à 0,1 en seulement 600 ms à 45 ms<sup>-1</sup> puis tend vers un état stationnaire. Cela s'explique par le fait que les éprouvettes mobiles sont à température ambiante à cette position (i.e. 1 mm) et la puissance thermique se dissipe donc principalement dans ces dernières. Dans la zone située à l'arrière du patin, la surface de contact de l'éprouvette s'est échauffée et on constate que le coefficient de répartition du flux atteint finalement une valeur proche de 0,25. Certaines propriétés thermiques du Ti6Al4V dépendent de la température et peuvent varier de manière significative. La diffusivité thermique par exemple, qui joue un rôle notable ici, voit son niveau entre les températures ambiante et de fusion multiplié par deux. Ainsi, d'une manière générale, il apparaît clairement que les différences de températures entre les corps en contact sont essentiellement responsables de la variation de  $\alpha^p$ .

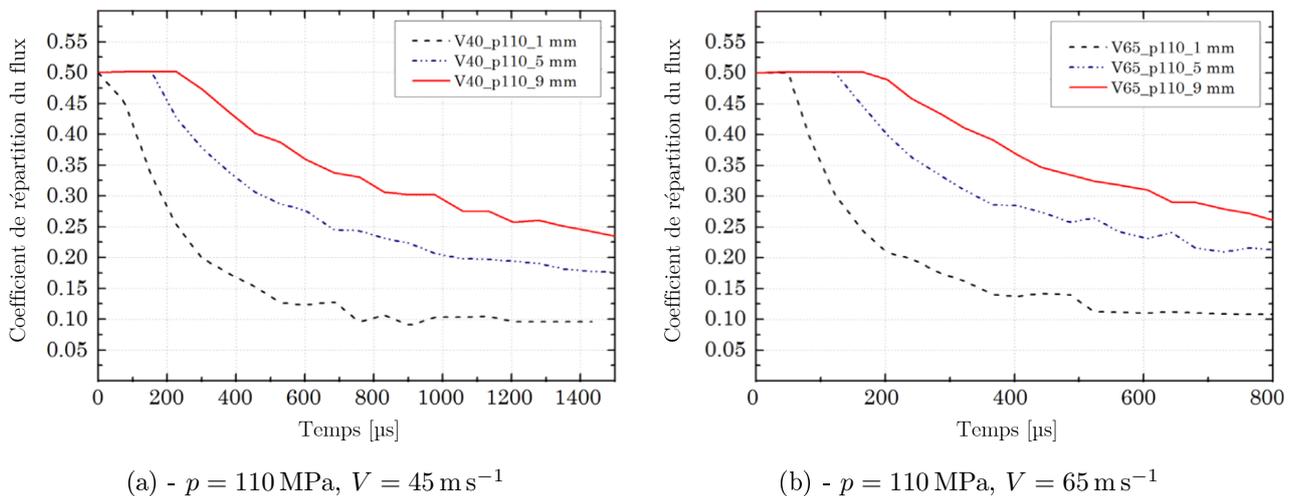


FIGURE 4.30 – Évolution du flux de chaleur dans le patin  $\alpha^p$  en fonction du temps

## Conclusion

Cette étude a permis de démontrer que la technique du thermocouple feuille-pièce est particulièrement adaptée à la réalisation de mesures de température lors d'interactions rapides avec un temps de réponse du capteur estimé à 10 μs environ. De plus les matériaux utilisés pour les thermocouples

Constantan et Molybdène n'ont pas d'effet majeur sur le niveau de la mesure de la température, que ces dernières sont très similaires pour les deux conditions de vitesse étudiées (45 et 65 ms<sup>-1</sup>) et atteignent près de 1400 °C. En revanche, les simulations par éléments finis montrent que les feuilles de mica perturbent le flux de chaleur dans le patin et que les erreurs de mesure systématiques peuvent atteindre 30% dans les deux cas. Les schémas de répartition du flux thermique entre les deux corps montrent que dans la zone d'entrée du contact, la quasi-totalité (90%) de la puissance thermique est dissipée dans l'échantillon mobile. Cependant, à l'arrière du patin, les valeurs de répartition du flux thermique varient de 50% à 25%. Ainsi, le renouvellement continu de la surface de contact de l'éprouvette mobile entraîne une différence significative entre les températures dans les deux corps. Expérimentalement, de l'usure adhésive a été constatée dans tous les essais réalisés, en liaison avec le transfert de matière du patin fixe chaud vers l'échantillon mobile plus froid. Cette analyse ouvre la voie à un scénario d'endommagement des surfaces décrit par la suite.

#### 4.3.6 Mécanismes d'usure et endommagement

L'usure d'alliage de titane de type Ti6Al4V a été étudiée par des auteurs tels que STRAFFELINI [31], QIU [32], [35], MAO [52], LI [53] dans diverses configurations de pression et de vitesse. L'usure des surfaces en contact se manifeste communément sous la forme de création de débris durs et fragiles à base d'oxydes qui constituent un troisième corps généralement non protecteur, le taux d'usure augmentant avec l'élévation de la température et favorisant donc l'usure par oxydation. Cependant, ces études font toutes appel à des tribomètres de type pion-disque qui privilégient l'apparition d'oxydes et pour des vitesses de glissement et pressions normales apparentes relativement faibles par rapport à celles mises en œuvre dans notre configuration et assez éloignées du cadre industriel qui nous intéresse.

Des mesures de profil post-mortem et l'évaluation du volume usé ont été réalisées en trois points distincts (avant, milieu et arrière) pour le patin et au centre, pour l'éprouvette - FIGURE 4.31 -, au moyen d'un système optique 3D (Alicona Infinite focus), sur une largeur de 3 mm correspondant à la largeur de la piste de frottement. Le coefficient de répartition de la chaleur moyen dans le patin  $\bar{\alpha}^p$  étant connu, l'énergie dissipée moyenne  $\overline{ED}_p$  dans le patin de longueur  $L$  est déterminée par la relation suivante :

$$\overline{ED}_p = \bar{\alpha}^p \bar{\mu} F_N L \quad (4.6)$$

La FIGURE 4.32 décrit l'évolution du volume usé en fonction de l'énergie dissipée. Si dans un premier temps il semble difficile d'établir une relation claire entre ces deux grandeurs, on peut néanmoins observer un net changement de comportement entre les essais à 60 mm et 90 mm de glissement. L'apport d'énergie dans le patin entre ces deux essais a vraisemblablement conduit à l'évolution du régime prédominant d'usure. Le manque d'essais comparatifs n'a pas permis d'investiguer plus en profondeur cette question. Néanmoins, les analyses des profils post-mortem pour chaque essai ont permis d'établir qu'un mode d'usure adhésive à haute température et situé à l'avant du patin prédominait pour des vitesses de glissement  $V > 40 \text{ ms}^{-1}$ .

Les observations MEB de l'échantillon mobile pour une vitesse de glissement initiale  $V > 40 \text{ ms}^{-1}$  révèlent une décomposition en multicouche analogue à celle présentée à la section 4.3.2 de ce chapitre. Les limites de transition entre les sous-couches peuvent être clairement identifiées - FIGURE 4.33 -.

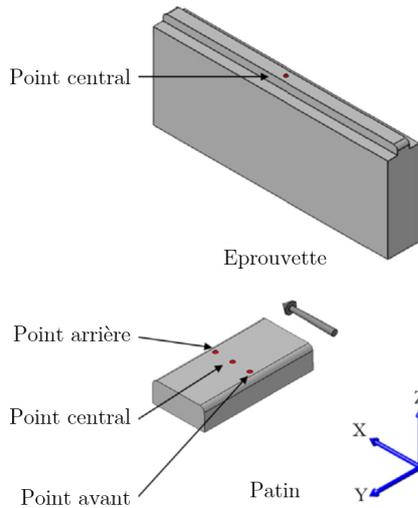


FIGURE 4.31 – Localisation des points de mesure des volumes usés

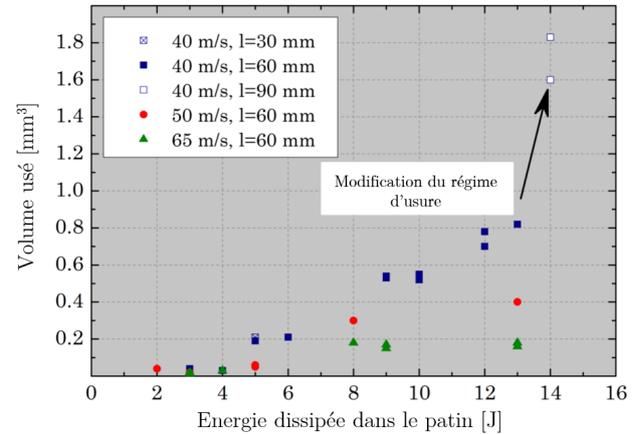


FIGURE 4.32 – Évolution du volume usé en fonction de l'énergie dissipée dans le patin

La zone 1 correspond au matériau natif, composé de grains  $\alpha$  quasi-équiaxe et de grains  $\beta$  intergranulaires. La zone 2 est quant à elle caractérisée par la présence d'une fine microstructure lamellaire correspondant à la phase martensitique  $\alpha'$  qui apparaît suite à un refroidissement rapide du matériau après que la température transus  $\beta$  a été atteinte. Des grains  $\beta$  initiaux sont toujours visibles. Dans la zone 3, les grains  $\beta$  sont déformés dans le sens de la direction de glissement sur une épaisseur de quelques  $\mu\text{m}$ . Les zones 2 et 3 dans lesquelles la température est supérieure à  $980^\circ\text{C}$  correspondent aux Zones affectées thermiquement (ZAT). Des comparaisons entre des essais réalisés à 40 et  $65\text{ m s}^{-1}$  ont permis d'établir que l'épaisseur de cette ZAT reste inchangée (environ  $20\ \mu\text{m}$ ), laissant penser que l'augmentation de l'énergie mécanique de frottement ne semble pas avoir d'effet sur l'épaisseur de chacune de ces sous-couches. La zone 4 est composée d'une couche fine issue du transfert de matériau du patin usé vers l'éprouvette mobile et correspond typiquement à un mécanisme d'usure adhésive.

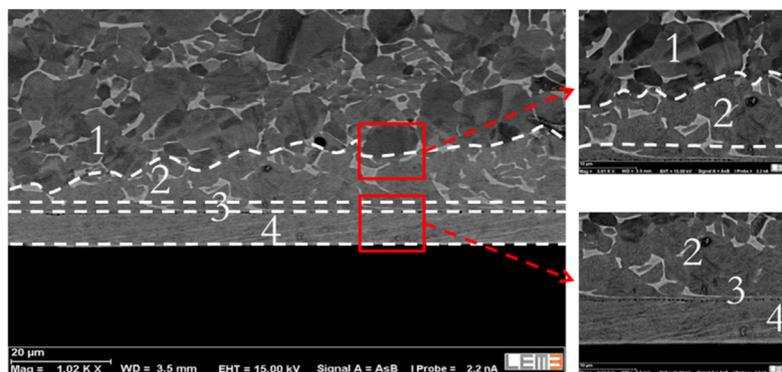


FIGURE 4.33 – Décomposition en sous-couches de la microstructure de l'éprouvette mobile

Cette dernière couche - FIGURE 4.34 - peut être caractérisée par l'examen des débris d'usure qui la compose. En cas d'usure légère, on observe une couche épaisse et homogène, alors qu'en cas d'usure sévère, on observe un film mince et non continu, FERNANDES [54]. L'épaisseur et l'uniformité de la couche diminuent donc avec la sévérité des conditions d'essai.

Cette propriété est confirmée par les observations réalisées en six positions sur une longueur de glissement de 1 mm où une couche discontinue de 3 à 6  $\mu\text{m}$  peut être constatée - FIGURE 4.34 -.

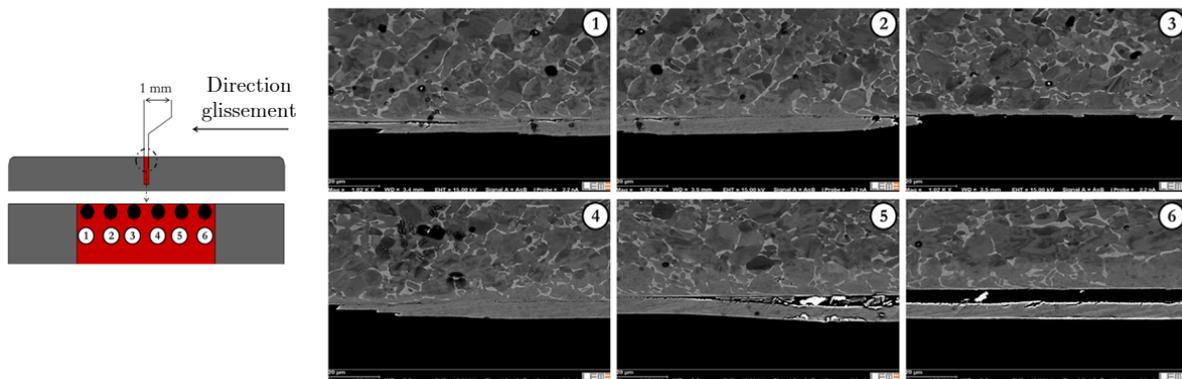
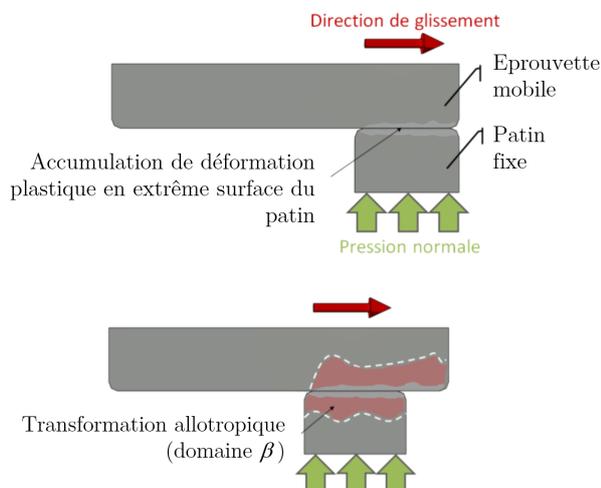


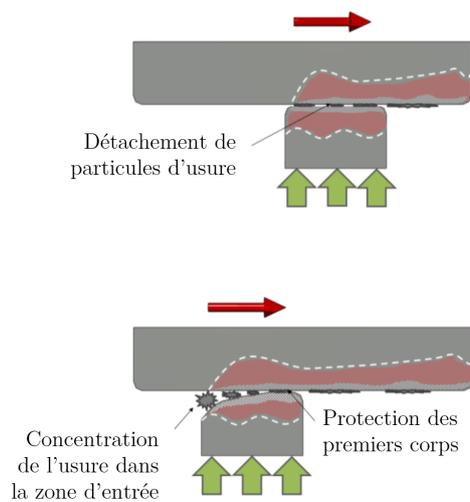
FIGURE 4.34 – Observation de la couche transférée sur 1 mm

À l'instar de l'échantillon mobile, des observations analogues ont été réalisées pour le patin et montrent que cette décomposition en sous-couches reste valable malgré l'absence de matériau transféré. Cette couche n'est évidemment plus observable sur les patins et un processus d'usure apparaît le long de la piste de frottement. L'ensemble de ces observations a permis la mise en place d'un scénario d'endommagement. Ce mode correspond à de l'usure adhésive à haute température. Il est activé par une accumulation de déformation plastique en extrême surface du patin qui conduit au détachement de particules d'usure. Les sollicitations thermomécaniques intenses à l'interface conduisent à un endommagement de l'ensemble de la surface de contact du patin dès quelques millimètres de glissement. Sa particularité repose dans un premier temps sur la génération d'un troisième corps sur l'ensemble de la longueur de contact. Les hautes températures atteintes à l'interface - FIGURE 4.28 - et les analyses post-mortem montrant l'absence d'usure dans la zone arrière du patin, laissent supposer que ce dernier joue un rôle protecteur. En abaissant la résistance au frottement, il est probablement à l'origine de l'interruption du phénomène de détachement de particules. La seule partie du patin restant dans une configuration de glissement sans troisième corps est donc la zone d'entrée du patin. C'est donc au niveau de cette dernière que l'usure restera activée tout au long de l'interaction. Le front d'usure est quant à lui défini par la perte de matière qui modifie la géométrie de la surface de contact et induit progressivement une propagation de l'usure allant de l'avant vers l'arrière du patin



Une déformation plastique intense a lieu instantanément tout au long de l'interface de glissement. La déformation plastique estimée en mesurant l'angle de cisailment des grains  $\beta$  initialement orientés perpendiculairement à la surface usée est évaluée à 16.

La température de l'interface s'élève à plus de 980 °C et une ZAT apparaît en raison de la diffusion thermique dans les deux corps en contact.



L'usure adhésive est causée par un niveau élevé de déformation et de température à la surface de contact. Ce processus entraîne la formation d'un troisième corps composé de débris entre les surfaces de glissement. Comme les dommages induits par le cisaillement sont principalement localisés dans ce troisième corps, l'usure et la température atteintes à l'interface de contact restent modérées.

L'avant du patin fixe est la seule zone qui conserve les conditions de glissement d'origine. L'usure dans cette zone entraîne une forte modification de la surface de contact et dépend de la durée du glissement .

#### 4.3.7 Conclusion

Ces travaux [55]<sup>9</sup> réalisés dans le cadre de la thèse de G. CHASSAING ont été initiés suite à une problématique rencontrée par SAE. Les interfaces de contact au niveau de la liaison aube/disque en alliage de titane étant soumises à des sollicitations complexes issues de phénomènes centrifuges et vibratoires combinés, leur dimensionnement prend généralement en compte un coefficient de frottement issu d'essais de type fretting. Néanmoins, des événements exceptionnels tels qu'une perte d'aube ou une collision aviaire peuvent conduire à des cas de chargements localisés très sévères en termes de pression et de vitesse de glissement au niveau de cette liaison. Du fait de ces conditions difficilement reproductibles expérimentalement, les simulations numériques de ces cas de charge considèrent usuellement le coefficient de frottement à cette interface comme paramètre de recalage du calcul. Néanmoins, la littérature portant sur les matériaux métalliques de manière générale montrent pour des vitesses de plusieurs mètres par seconde, une dépendance à la pression normale et à la vitesse de glissement du coefficient de frottement d'où le besoin de le déterminer dans des conditions représentatives. De plus, on observe que le processus de frottement mène à la détérioration de la surface et dépend de plusieurs propriétés physiques et mécaniques (oxydation, usures adhésive et abrasive ...).

Les travaux mis en œuvre ont ainsi comporté une forte composante expérimentale où des moyens d'essais et de mesures ont été mis en œuvre conjointement à des analyses post-mortem des péri-surfaces. Un nouveau banc d'essai capable de reproduire les conditions extrêmes recherchées a été conçu sur la base d'un canon à gaz et le comportement dynamique du tribomètre linéaire initialement développé par S. PHILIPPON a été fortement amélioré ainsi que ses capacités de mesure des efforts en temps réel. Des résultats significatifs ont ainsi pu être proposés concernant notamment l'évolution à la baisse du coefficient de frottement pour des pressions inférieures à 180 MPa puis sa stabilisation au-delà, en lien avec l'augmentation de la vitesse de glissement. Il a été montré que cette diminution était liée à l'activation d'une usure adhésive à haute température conduisant à la création d'un troisième corps à l'interface de glissement. De même, l'élévation de la pression normale apparente entraîne une hausse de l'effort de frottement et une baisse du coefficient de frottement. Ce comportement a été

9. "Adhesive wear of a Ti6Al4V tribopair for a fast friction contact"; Wear; Chassaing G. Faure L., Philippon S., Coulibaly M., Tidu A., Chevrier P., Meriaux, J. - 2014

attribué à l'évolution de la surface de contact réelle au cours du glissement qui dépend fortement de la pression normale apparente imposée et peut conduire à doubler la taille de la surface réelle de contact. Une technique de mesure des températures utilisant la technologie du thermocouple feuille-pièce a également pu être implantée à la fois sur les corps fixes et mobiles permettant d'accéder aux températures à l'interface de frottement. Son temps de réponse de l'ordre de 10  $\mu$ s est particulièrement adapté aux conditions extrêmes, cependant une erreur systématique de mesure pouvant atteindre 30% a été constatée. En se basant sur les valeurs mesurées, il a pu être établi que la hausse de la vitesse conduit à des évolutions négligeables de la température pour des pressions inférieures à 180 MPa et que l'augmentation de la pression, responsable d'une hausse de l'effort de frottement, conduit systématiquement à une élévation de la température. Enfin, l'analyse de la microstructure a révélé une décomposition en sous-couche dans l'épaisseur des pièces en contact. Les mesures et observations réalisées ont mis en exergue une usure prononcée de la pièce fixe (assimilable au disque du turboréacteur) et conduisent à un scénario d'endommagement par usure adhésive.

Ces travaux sur l'alliage Ti6Al4V non revêtu allaient s'interrompre à ce stade. Néanmoins, l'étude du frottement sec en conditions extrêmes devait rapidement trouver un nouvel essor avec la thèse de M. MARQUER [56]. Toujours dans le même contexte de l'analyse de la liaison aube/rotor et en partenariat avec l'Institut de Recherche Technologique Matériaux Métallurgie et Procédés (IRT M2P), la société SAE nous sollicitait afin d'établir une cartographie des modes d'endommagement de l'interface, mais cette fois-ci avec des alliages comportant différents types de revêtements ou traitement de surface dans le but d'améliorer leur comportement sous sollicitations. Reprenant le principe des essais réalisés par G. CHASSAING et utilisant une nouvelle évolution du tribomètre visant à améliorer sa bande passante, les comportements de deux catégories des couples de matériaux ont été considérées : les comportements de couples de références possédant un revêtement principalement métallique (Ti6Al4V/Ti6Al4V+CoCrAlYSiBN et Ti6Al4V/Ti6Al4V+CuNiIn) et un couple utilisant un nouveau revêtement Multi Arc Oxydation (MAO) (Ti6Al4V/Ti6Al4V+MAO). Ce dernier spécifiquement développé pour cette application est un procédé de traitement de surface issu de l'anodisation conventionnelle qui permet d'obtenir des revêtements de nature essentiellement céramique de plus forte épaisseur, de plus grande dureté et avec une meilleure adhérence au substrat que l'anodisation. Je ne développerai pas dans ce manuscrit en détail les résultats de cette étude [57]<sup>10</sup>. Je me limiterai à mentionner que des scénarios d'endommagement reprenant les bases du modèle évoqué précédemment et proposant la formation d'un troisième corps établi au niveau du contact ont été formulés. Le scénario concernant les revêtements métalliques considère ce troisième corps comme un élément lubrifiant et bénéfique au contact, limitant l'endommagement des surfaces, aspect amplifié par le rôle protecteur des revêtements. Concernant le revêtement MAO, ce troisième corps est plutôt de nature abrasive. En dépit de cette propriété plutôt néfaste au contact, il a été montré assez clairement que l'aspect prédominant et disqualifiant l'utilisation du couple Ti6Al4V/Ti6Al4V+MAO dans un contact à grande vitesse, à ce stade de son développement, était lié à l'érosion quasi intégrale du revêtement MAO. Cette usure, conséquence d'un écaillage avec son substrat au niveau de l'interface, aboutit finalement à la disparition de cette couche protectrice très rapidement, dès la fin de l'essai.

L'étude et l'amélioration de la qualité de la liaison substrat-revêtement deviendront quelques années plus tard un nouvel axe émergent de mes activités et de l'équipe. Dans le cadre de diverses prestations

10. "Influence of two APS coatings on the high-speed tribological behavior of a contact between titanium alloys"; Tribology International; Marquer M., Philippon S., Faure L., Chassaing G., Tardelli J., Demmou, K. - 2019

de recherche menées pour le compte de la société SAFRAN CERAMICS, des revêtements protecteurs pour pâles de turbines ont ainsi pu être qualifiés aux impacts considérant divers niveaux énergétiques. J'évoquerai ce point plus précisément en fin de manuscrit.

## 4.4 Essais quasi-statiques à pression élevée pour des aciers

### 4.4.1 Présentation et capabilité du tribomètre

Collaborant occasionnellement à des travaux expérimentaux avec des collègues du département 2 du laboratoire, j'ai été amené à participer à des études sur les procédés à grandes déformations plastiques Severe Plastic Deformation (SPD) de type High Pressure Tube Twisting (HPTT) ou Equal Channel Angular Extrusion (ECAE). Ces procédés visent à améliorer la limite élastique  $\sigma_y$  des matériaux métalliques afin d'améliorer leur indice de performance  $\frac{\sigma_y}{\rho}$  par affinement des grains de la microstructure initiale de 200 nm à 1  $\mu$ m. Dans le procédé ECAE, la modification de la taille des grains est réalisée par extrusion d'un matériau massif dans un canal - FIGURE 4.35 [58] -. La matière est ainsi soumise à des vitesses de déplacements très modérées (quelques  $\text{mm s}^{-1}$ ) mais également à des contraintes hydrostatiques extrêmement élevées, jusqu'à 2 GPa. Dans l'optique de simuler numériquement ce procédé dans le cadre de la thèse d'A. POUGIS [59], ces collègues s'interrogeaient sur la valeur réelle du coefficient de frottement dans les canaux d'extrusion sous de tels niveaux de pressions, ce coefficient jouant généralement le rôle d'un paramètre de recalage et adapté pour obtenir de bonnes prédictions.

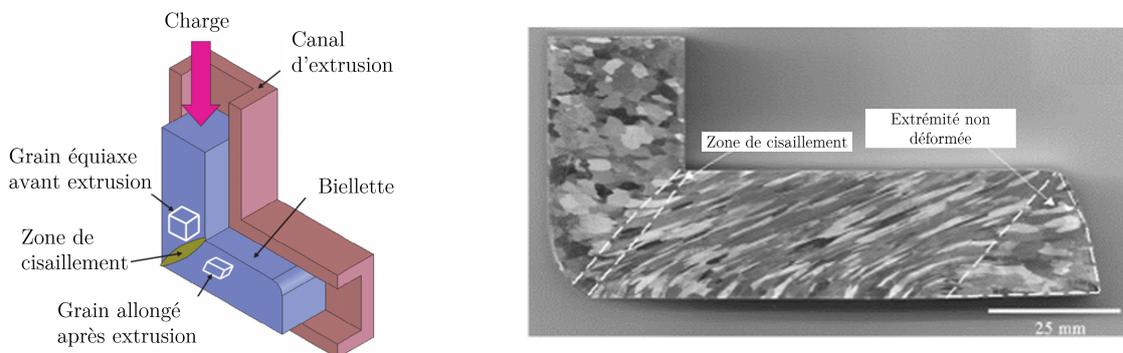


FIGURE 4.35 – Représentation du procédé ECAE

Dans les procédés de mise en forme des métaux, le frottement entre surfaces métalliques est un enjeu important, en particulier pour ceux où de grands états de contraintes hydrostatiques sont appliqués. Ainsi, il apparaît indispensable de posséder des données expérimentales relatives au frottement sous hautes pressions entre deux surfaces métalliques. Le tribomètre linéaire décrit dans les sections précédentes ne répond pas à ce critère. La force normale appliquée par déformation de l'anneau dynamométrique ne permet pas d'aller au-delà de 400 MPa, valeur trop éloignée des 1 à 2 GPa requis.

Un dispositif expérimental a ainsi été spécifiquement conçu pour reproduire aussi fidèlement que possible les conditions de frottement observés dans les procédés SPD, c'est-à-dire un dispositif capable d'appliquer de hautes pressions sur les surfaces d'un contact de type plan/plan, à de très faibles vitesses relatives, sur un échantillon suffisamment confiné afin de tendre vers un état de chargement aussi proche que possible d'un état hydrostatique, le tout considérant différentes qualités de rugosité de

surface. La FIGURE 4.36 montre différentes vues de ce dispositif. Son principe de fonctionnement, assez basique, est similaire à celui d'un étau. L'échantillon est confiné dans un piston entre deux matrices disposées symétriquement de part et d'autre de cet échantillon. La force normale (contrôlée par des jauges d'extensométrie) est appliquée par deux pièces assimilables aux mâchoires de l'étau, supportant les matrices et actionnées manuellement jusqu'à atteindre la pression désirée aux interfaces. Sur le plan fonctionnel, un jeu  $\delta$  doit être maintenu tout au long de l'essai entre le piston et les matrices de sorte à éviter tout contact parasite entre ces éléments. La calibration de la longueur initiale de l'échantillon avant chargement, combinée à la maîtrise des jeux de fonctionnement des parties mobiles assurent l'application d'une force normale menant à une distribution "quasi" homogène de la pression appliquée sur les surfaces de l'échantillon - FIGURE 4.37 -. Le déplacement du piston est ensuite opéré par une machine de traction-compression universelle qui assure le contrôle de la vitesse de glissement et la mesure de l'effort tangentiel  $F_T$  [60] <sup>11</sup>.

De façon basique, le coefficient de frottement est obtenu par : 
$$\mu = \frac{1}{2} \cdot \frac{F_T}{F_{N1} + F_{N2}}$$
 avec  $F_{N_i}$ , les deux forces normales appliquées par les boulons.

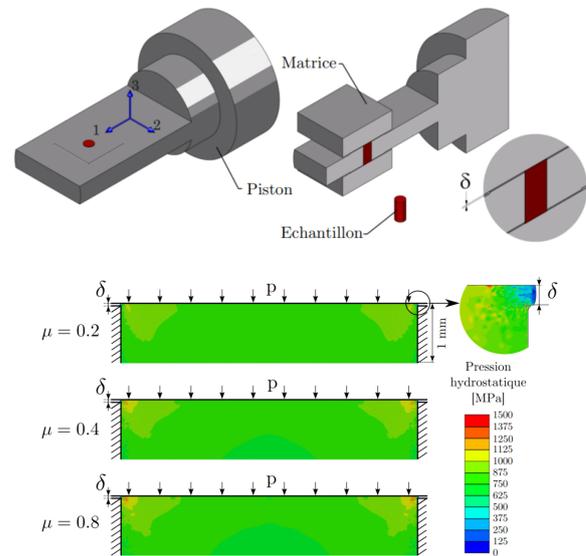
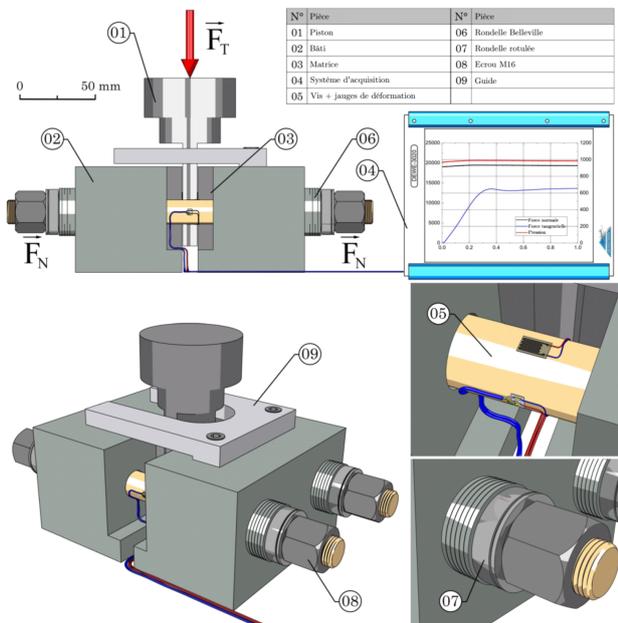


FIGURE 4.36 – Tribomètre haute pression - V1

FIGURE 4.37 – Confinement de l'échantillon et distribution de la pression hydrostatique à l'interface de frottement

Afin de reproduire les conditions des procédés SPD, les mêmes matériaux sont employés dans les essais de frottement : un acier IF pour l'échantillon et un acier 45NiCrMo16 pour les matrices. Deux types de matrices avec des états de surface différenciés sont utilisés : une matrice à surface rectifiée (G) et une matrice à surface sablée (SB). Deux types d'essais peuvent être réalisés avec ce dispositif : le test à déplacement contrôlé (DC) est utilisé pour déterminer le coefficient de frottement cinématique  $\mu_K$  et le coefficient de frottement statique (ou d'adhérence)  $\mu_S$ , alors que le test à force-contrôlée (FC) permet de définir uniquement le coefficient  $\mu_S$ .

À titre d'exemple, la FIGURE 4.38 présente l'évolution du coefficient de frottement en fonction du

11. "Dry friction of steel under high pressure in quasi-static conditions"; Tribology International; Pougis A, Philippon S, Massion R., Faure L., Fundenberger, J. J., Toth L. S. - 2013

déplacement du piston pour des tests à déplacement contrôlé à différentes pressions et états de surface. Le coefficient de frottement statique  $\mu_S$  peut être estimé à partir de la première phase des courbes et correspond à la première valeur maximale du coefficient de frottement. La suite de l'enregistrement est représentative de l'évolution du coefficient de frottement cinématique  $\mu_K$  avec le déplacement.

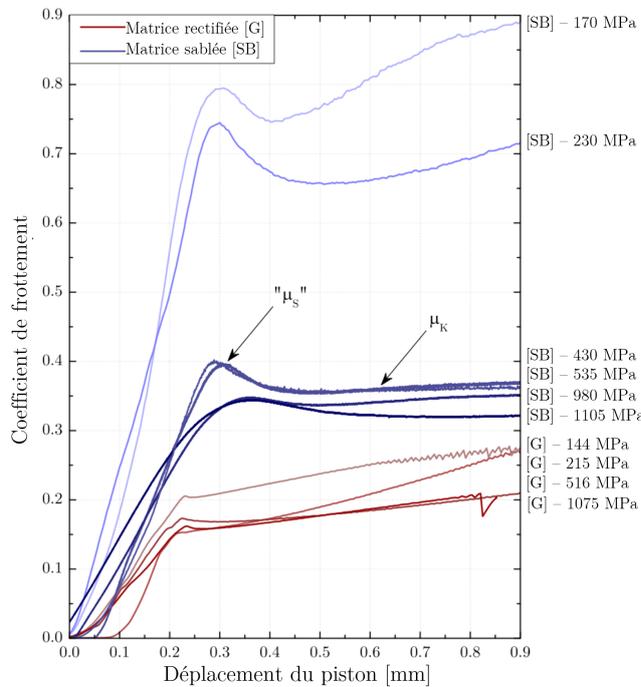


FIGURE 4.38 – Évolution des coefficients de frottement pour des essais à déplacement contrôlé (DC) -  $0,5 \text{ mm min}^{-1}$

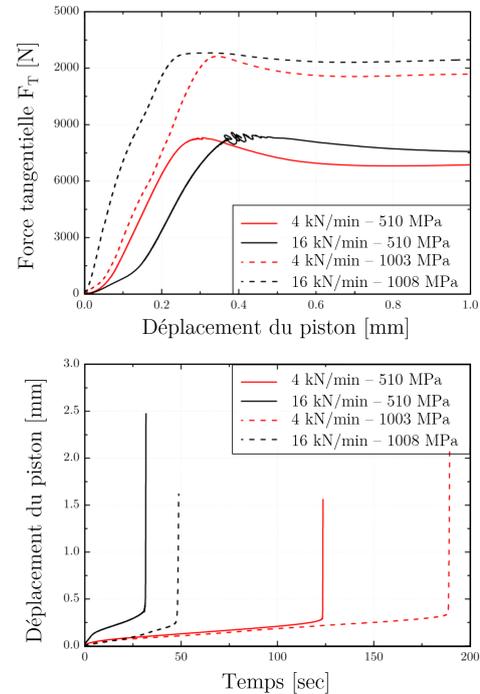
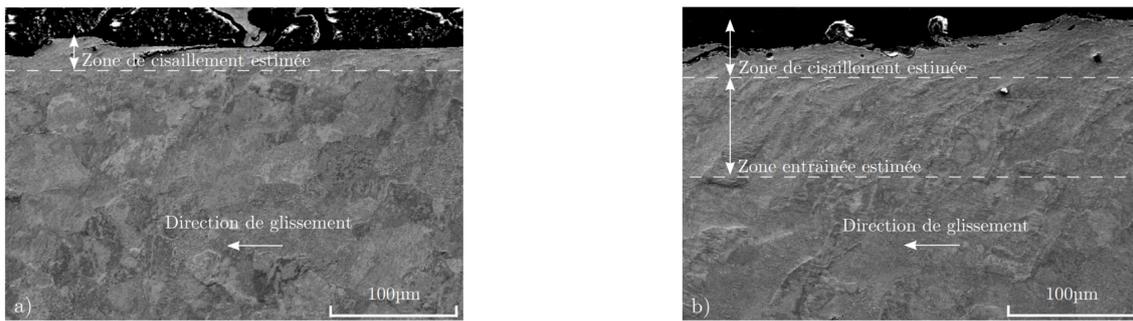


FIGURE 4.39 – Évolution des forces tangentielles pour des essais à force contrôlée (FC)

Les essais réalisés dans les conditions de chargement à force contrôlée, pour deux vitesses de chargement tangentiel ( $4000 \text{ N min}^{-1}$  et  $16000 \text{ N min}^{-1}$ ) sont illustrés à la FIGURE 4.39. Deux phases sont définissables. Dans la première phase, l'échantillon ne glisse pas sur les matrices : il y a adhérence. La force tangentielle augmente presque linéairement : il n'y a que des déformations élastiques qui ne dépendent que de la rigidité de la machine de test, du tribomètre ainsi que de la nature du contact (aspérités, rugosités de surface). Lors de la seconde phase, il y a glissement soudain de l'échantillon sur les matrices après avoir atteint la force maximale tangentielle. Le coefficient  $\mu_S$  est défini à ce point et les valeurs ainsi obtenues sont tout à fait équivalentes à celles obtenues à partir des essais à déplacement contrôlé.

Des micrographies réalisées au MEB sont présentées FIGURE 4.40 pour les échantillons frottés sur une surface sablée. Plusieurs zones déformées peuvent être ainsi observées en fonction de la pression appliquée. Pour la plus faible pression (230 MPa), seule une zone de cisaillement peut être définie. Le matériau est fortement affecté par le mouvement relatif des surfaces, la profondeur affectée par le frottement est d'environ  $20 \mu\text{m}$ . Pour une pression plus élevée (1105 MPa), une seconde zone, appelée "zone entraînée", peut être identifiée. L'épaisseur des zones de cisaillement varie de  $20 \mu\text{m}$  à  $40 \mu\text{m}$  de profondeur. Dans la deuxième zone, la structure initiale est beaucoup moins déformée. La largeur de cette zone est d'approximativement  $80 \mu\text{m}$ . La profondeur totale affectée est proche de  $120 \mu\text{m}$ .



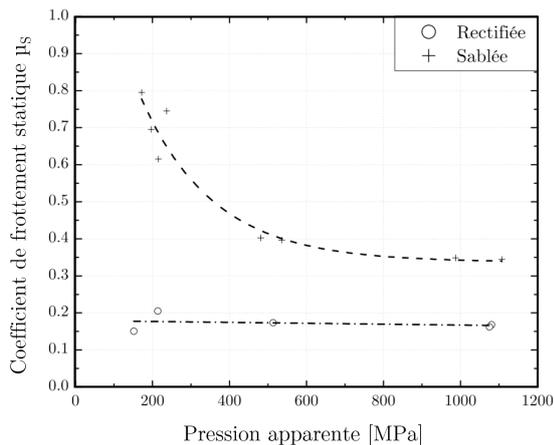
(a) -  $p = 235 \text{ MPa}$ ,  $V = 0,5 \text{ mm min}^{-1}$

(b) -  $p = 1105 \text{ MPa}$ ,  $V = 0,5 \text{ mm min}^{-1}$

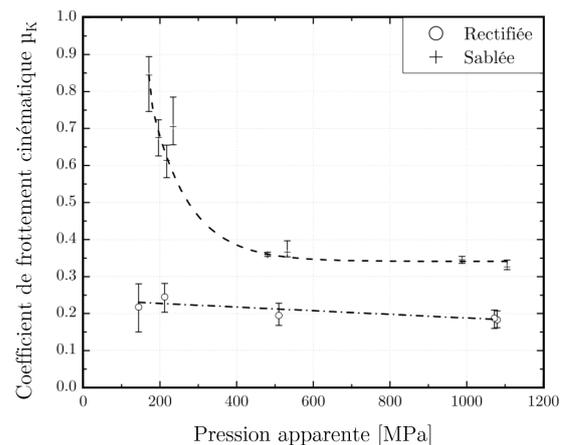
FIGURE 4.40 – Micrographies MEB de surfaces usées - surface sablée

#### 4.4.2 Influence des paramètres rugosité et pression

La FIGURE 4.41 ci-dessous illustre l'évolution des coefficients de frottement statique et cinématique  $\mu_S$  et  $\mu_K$  en fonction de la pression appliquée pour les deux états de surface considérés. Globalement, comme indiqué précédemment, les coefficients de frottement diminuent avec la pression avec cependant quelques différences marquées.



(a) - Coefficient statique  $\mu_S$



(b) - Coefficient cinématique  $\mu_K$

FIGURE 4.41 – Évolution des coefficients de frottement en fonction de la pression pour des surfaces rectifiées et sablées (Déplacement-Contrôlé)

#### Influence de la rugosité

Comme on pouvait s'y attendre, avec des vitesses de glissement inférieures à  $1 \text{ ms}^{-1}$ , on peut observer qu'à pression identique, les coefficients de frottement  $\mu_S$  et  $\mu_K$  pour les surfaces sablées sont plus élevés que pour les surfaces rectifiées. Les essais étant réalisés à faible vitesse ( $V = 0,5 \text{ mm min}^{-1}$ ) la rugosité et la forme des contacts individuels contrôlent le coefficient de frottement, LIM [27], MA [61], SEDLAVCEK [62]. À basse vitesse, la puissance dissipée ne permet pas de modifier de façon drastique l'état de surface initial et la rugosité pilote l'évolution du coefficient de frottement. A contrario, à vitesse de glissement plus élevée, la température générée à l'interface joue un effet prépondérant sur le coefficient de frottement, à l'instar de ce qui a été montré précédemment avec le Ti6Al4V.

## Influence de la pression normale

Les coefficients de frottement  $\mu_S$  et  $\mu_K$  ont tendance à diminuer avec l'augmentation de pression pour les deux configurations, avec un effet moins prononcé pour les surfaces rectifiées. La décroissance est plus marquée pour les surfaces sablées (60%) que pour les rectifiées (28%) et cet effet s'atténue avec l'augmentation de la pression. MA [61] a proposé un modèle numérique pour l'évaluation du coefficient de frottement en fonction de la charge appliquée. Il a été montré que le coefficient de frottement s'accroît avec l'augmentation de la rugosité de surface et que la valeur asymptotique est atteinte pour les pressions normales les plus élevées, ces deux points étant confirmés par nos résultats expérimentaux.

L'expression de  $\mu$  suivant l'éq.(4.3) fait apparaître le rapport  $\frac{S_r}{S_a}$  entre la surface réelle sur laquelle la charge normale est appliquée et la surface apparente - FIGURE 4.19. Ce ratio évolue en fonction de la pression appliquée et se rapproche de 1 pour des pressions très élevées. Selon les résultats présentés par BAY [38][39] et WANHEIM [40], dans le cas d'un contact glissant d'un corps « dur » (matrice) sur un corps « mou » (échantillon) à de fortes pressions normales, les rapports  $\frac{S_r}{S_a}$  pour des pressions de 250 MPa et 1000 MPa sont respectivement estimés comme suit :

$$\left. \frac{S_r}{S_a} \right|_{P=250} = 0.4 \quad \text{et} \quad \left. \frac{S_r}{S_a} \right|_{P=1000} = 0.9 \quad (4.7)$$

La limite élastique en cisaillement à 130 MPa de l'acier IF utilisé pour ces travaux a permis, à partir des relations eq.(4.3) et eq.(4.7), d'estimer des valeurs théoriques du coefficient de frottement cinématique  $\mu_K$  à 0.24 et 0.11 pour des pressions de 215 et 1075 MPa respectivement, dans le cas des matrices rectifiées. On peut noter que même si les ratios  $\frac{S_r}{S_a}$  sont calculés pour des pressions légèrement différentes des essais, un accord raisonnable est obtenu avec nos résultats expérimentaux pour les matrices rectifiées. Il n'en est pas de même avec les matrices sablées où l'écart relevé est beaucoup plus important. Ceci peut être attribué d'une part à la rugosité plus importante des surfaces sablées qui influence la valeur des ratios, et d'autre part au mode de sollicitation des surfaces qui s'apparente plus à du micro-usinage qu'à du frottement standard du fait de cette même rugosité élevée, hypothèse étayée par les observations de la FIGURE 4.40-(b) montrant que la sous surface des échantillons fortement cisailée est affectée par le processus de frottement.

Cette étude a permis de comprendre le comportement à l'interface matrice/échantillon durant dans les procédés SPD, ECAE et HPTT notamment pour des très hautes pressions hydrostatiques. Il a été observé que le coefficient de frottement cinématique  $\mu_K$  diminue avec la pression normale apparente, comme il semble admis dans la littérature et vérifié avec les travaux de G. CHASSAING. Ce dispositif permettant de réaliser des essais de frottement linéaires sous de hautes pressions a montré son efficacité et a donné satisfaction d'un point de vue général. Néanmoins, certains problèmes fonctionnels sont apparus au cours de son utilisation. La conservation du parallélisme entre les deux mâchoires s'avère difficile à assurer pendant la phase de chargement par exemple. Cette condition géométrique est cependant nécessaire pour imposer une pression uniforme sur l'échantillon et pour éviter tout contact indésirable entre le piston et les matrices. Cette perte de parallélisme conduit inévitablement à des écarts angulaires entre les surfaces de glissement et une chute de la pression normale au cours de la phase de glissement a pu être parfois observée. Pour terminer, la pression normale sur l'échantillon et la distance de frottement restreinte à 1 GPa et 1 mm respectivement consistent en des facteurs limitants.

## Évolution vers une version améliorée

Tout en conservant le principe général de fonctionnement, la conception d'un nouveau dispositif a été entreprise visant à annuler les défauts constatés dans la version précédente [63]<sup>12</sup>.

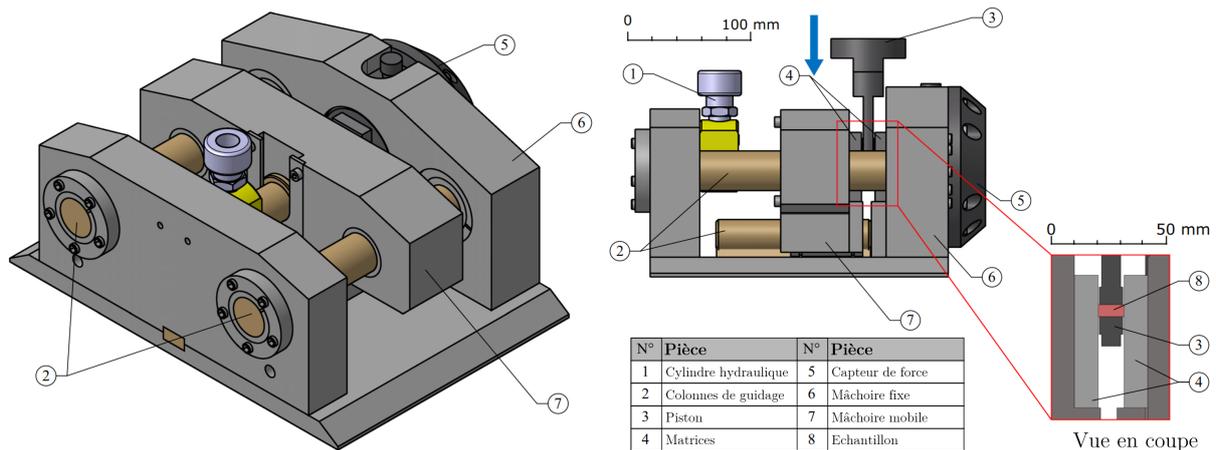
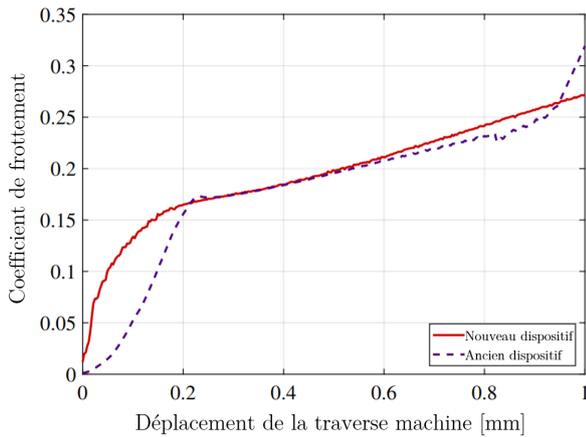


FIGURE 4.42 – Tribomètre haute pression - Nouvelle version

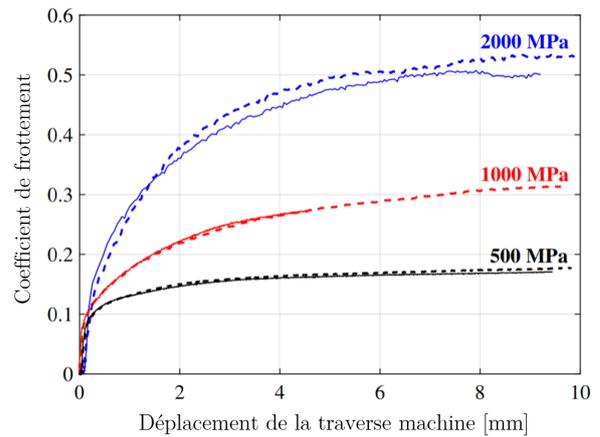
La distance de glissement a été étendue à 10 mm sous des pressions normales apparentes pouvant atteindre à présent 2 GPa, afin de se rapprocher des conditions de fonctionnement plus représentatives des processus SPD. Cette nouvelle version - FIGURE 4.42 - ne comporte désormais qu'une seule mâchoire mobile dont le guidage est assuré par trois colonnes circulaires massives rigidement fixées à la structure. Cette solution technologique permet à la partie mobile de se déplacer tout en conservant le parallélisme des surfaces des mâchoires, évitant ainsi les déviations angulaires. L'ancienne configuration de mise sous pression avec ses deux systèmes vis-écrou indépendants est maintenant remplacée par un seul actionneur hydraulique situé sur l'axe de chargement du tribomètre et de l'échantillon. La procédure de mesure de l'effort normal a été améliorée de manière robuste par l'ajout d'un capteur de force à haute capacité positionné au plus près de l'échantillon.

Pour comparer les performances avec la précédente version, une courbe moyenne de trois essais ( $1 \text{ GPa}$ ,  $5 \text{ mm min}^{-1}$ ) représentant l'évolution du coefficient de frottement d'un acier IF pour une longueur de glissement de 1 mm est représentée à la figure FIGURE 4.43(a). L'évolution du coefficient de frottement est similaire à l'ancien dispositif. En outre, la période de stabilisation au début de l'essai est environ 25% plus courte, résultat d'un meilleur ajustement et d'une plus grande précision géométrique des différentes pièces de guidage du nouveau tribomètre.

12. "Enhancement of a tribometer device dedicated to quasi-static friction conditions under high pressure"; Massion R., Franoux C., Dureau C., Vincent J., Faure, L., Philippon S.; Tribology letters - 2022



(a) - Coefficient de frottement d'un acier IF



(b) - Coefficient de frottement d'un aluminium 1050

FIGURE 4.43 – Évolution des coefficients de frottement pour un acier IF et un aluminium 1050

Enfin, la FIGURE 4.43(a) révèle une bonne reproductibilité des résultats sur un aluminium 1050 testé à des pressions de 0,5, 1 et 2 GPa. La courbe du coefficient de frottement est divisée en une zone transitoire et un plateau dont la taille est variable en fonction de la pression appliquée. Ce nouveau tribomètre complète ainsi les équipements d'analyse du frottement sec à notre disposition. Il a été mis en œuvre au cours de différentes études de Master auxquelles j'ai pu participer ou durant la thèse de C. FRANOUX[64] codirigée par S. PHILIPPON et R. MASSION du département 2 de notre laboratoire.

De mon côté, je l'ai mis en œuvre au cours d'une collaboration avec le laboratoire GeoRessource de l'université de Lorraine. Le projet portait sur l'étude des mécanismes thermomécaniques mis en œuvre lors des tremblements de terre par la réalisation d'expériences de frottement en laboratoire et de modélisations numériques dans des conditions de vitesse et de contrainte normale sur le plan de faille représentatives des zones sismogéniques. Notre tribomètre permettant de prendre en compte parfaitement les conditions de vitesses de glissement peut atteindre  $0,1$  à  $10 \text{ m s}^{-1}$  et de contraintes normales observées en sciences de la terre dans les zones sismogéniques à savoir entre 100 à 1000 MPa. En effet, les roches manifestent une résistance au déplacement, caractérisée par le frottement. La connaissance des conditions de ce frottement est primordiale pour comprendre la mécanique des tremblements de terre aux différentes échelles, de la plaque tectonique au minéral. C'est ainsi que la mesure de la contrainte apparente de cisaillement entre des roches soumises à une vitesse de glissement et des contraintes normales imposées quasi instantanément sur puits de chute a pu être réalisée afin d'obtenir le coefficient de friction cinématique et que les microstructures qui se développent dans les roches au cours de tels événements ont pu être effectués. Ce projet (SISMIRA) a obtenu un soutien financier du CNRS et de l'Université de Lorraine.



# Comportement des abrasables AlSi-PE en conditions représentatives

## Sommaire

---

5.1	Introduction - Contexte de l'étude : caractérisation des interactions aubes / abrasables	<b>97</b>
5.1.1	Généralités sur les matériaux abrasables . . . . .	97
5.1.2	Modélisation de l'usure . . . . .	99
5.2	Première tentative de caractérisation : l'essai Brésilien . . . . .	<b>101</b>
5.3	Caractérisation dynamique du comportement de l'AlSi-PE . . . . .	<b>107</b>
5.3.1	Échantillons d'abrasable et essais dynamiques . . . . .	107
5.3.2	Adaptation du moyen d'essai au matériau abrasable . . . . .	110
5.3.3	Campagnes expérimentales . . . . .	117
5.3.4	Identification des lois de comportement . . . . .	119
5.3.5	Conclusion . . . . .	132

---

## 5.1 Introduction - Contexte de l'étude : caractérisation des interactions aubes / abrasables

### 5.1.1 Généralités sur les matériaux abrasables

Suite à mon arrivée au sein de l'équipe et en parallèle de mes études sur le frottement sec, j'intègre rapidement la thématique d'une autre branche des activités de l'équipe, celle de l'étude des matériaux abrasables. Thématique "historique" initiée en 2004 par P. CHEVRIER, fortement soutenue par des partenaires industriels du secteur aéronautique, cette dernière a connu un fort développement sous l'impulsion de S. PHILIPPON dans les années qui suivirent.

L'efficacité d'un turboréacteur est fonction du taux de compression de l'air passant par la turbomachine. Pour que celui-ci soit le plus élevé possible, il est important que le débit de fuite inter-étages du compresseur et de la turbine soit le plus faible possible. Dans cette perspective, diminuer le jeu entre le rotor et le stator [65] constitue un excellent moyen d'améliorer le rendement global du turboréacteur. Les motoristes ont ainsi mis au point des joints dynamiques dont les rôles sont multiples. Tout en

limitant les fuites par réduction du jeu rotor/stator, ils assurent également l'intégrité structurelle du réacteur suite à d'éventuels contacts accidentels entre les parties fixes et tournantes induits par cette proximité.

Les joints dynamiques - FIGURE 5.1 [66] - sont des systèmes constitués des aubes mobiles (notamment leur extrémité) et d'un revêtement composé d'un matériau sacrificiel déposé sur le carter. Sa fonction protectrice est de s'user préférentiellement en cas de contact sans engendrer d'efforts excessifs aboutissant à l'endommagement des aubes. Une classe spécifique de matériaux peut remplir cette fonction, les matériaux abrasables. Deux caractéristiques antagonistes rendent l'élaboration de matériaux abrasables complexe. Si d'une part leur capacité à s'user préférentiellement face à un corps mobile définit leur abrasabilité, ils doivent néanmoins être capables de résister à l'érosion provoquée par le flux de gaz pouvant être chargé en particules circulant dans le moteur, d'une autre part.

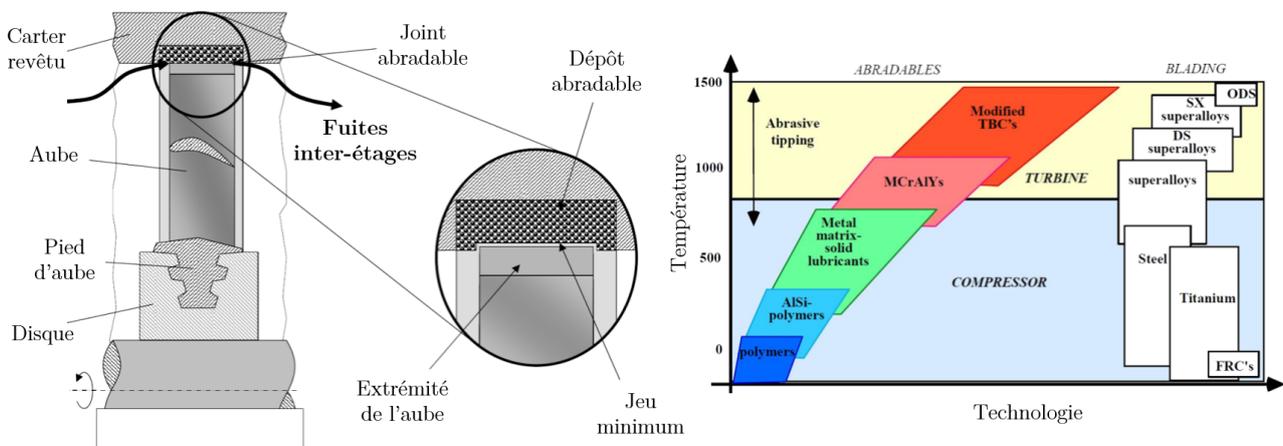


FIGURE 5.1 – Structure d'un joint dynamique et différentes classes des abrasables

Des matériaux abrasables de différentes natures sont utilisés en fonction de la température du milieu dans lequel ils évoluent et il en est de même pour les matériaux des aubes du joint dynamique. Dans les premiers étages du turboréacteur et celui de la soufflante, des abrasables à matrice polymère peuvent être utilisés, la température de l'environnement y étant assez faible. Au sein du compresseur basse pression (CoBP) où la température évolue jusqu'à 400 °C des abrasables à matrices métalliques de base aluminium-silicium face à des aubages en alliage de titane sont plutôt utilisés, alors que pour le compresseur haute pression (CoHP) où les températures atteignent 750 °C des abrasables à matrices de (Co/Ni)CrAlY sont plus largement appliqués.

Le matériau abrasable faisant l'objet des travaux décrits dans ce manuscrit est le PAC 905 (Powder Alloy Corporation), ayant pour dénomination 601 NS chez Mecto, composé d'une matrice aluminium-silicium contenant des particules polyester, désigné par la suite Aluminium Silicium Polyester (AlSi-PE). Il possède une température d'utilisation maximale se situant aux alentours de 350 °C et est principalement utilisé dans le compresseur basse pression associé à des aubes en alliage de titane. Le procédé d'obtention des matériaux abrasables par projection thermique (procédé plasma atmosphérique APS) détermine leur structure spécifique. La matière première, une poudre de base composée de plusieurs constituants mêlant polymères, composés organiques, métaux ou encore des céramiques, est amenée à haute température dans une torche. On obtient alors un mélange hétérogène de particules fondues, semi-fondues ou non fondues qui est projeté à grande vitesse sur un substrat avant de

refroidir -FIGURE 5.2 -. Le mélange de plusieurs types de matériaux composant la matière première de base aboutit au final après projection à un amalgame hétérogène de plusieurs phases constituant le revêtement abradable. Ce procédé introduit également une porosité pouvant être plus ou moins significative suivant les paramètres de projection. Une microstructure particulière résultant d'une projection thermique issue d'une analyse par tomographie est schématisée FIGURE 5.3. On peut y observer les trois phases qui le composent : la phase métallique en gris clair, la phase polymère en gris sombre et les porosités en noir, traduisant pour cette nuance de matériau un taux de porosité relativement faible. Nous reviendrons plus tard à la SECTION (5.3.1) sur ce point.

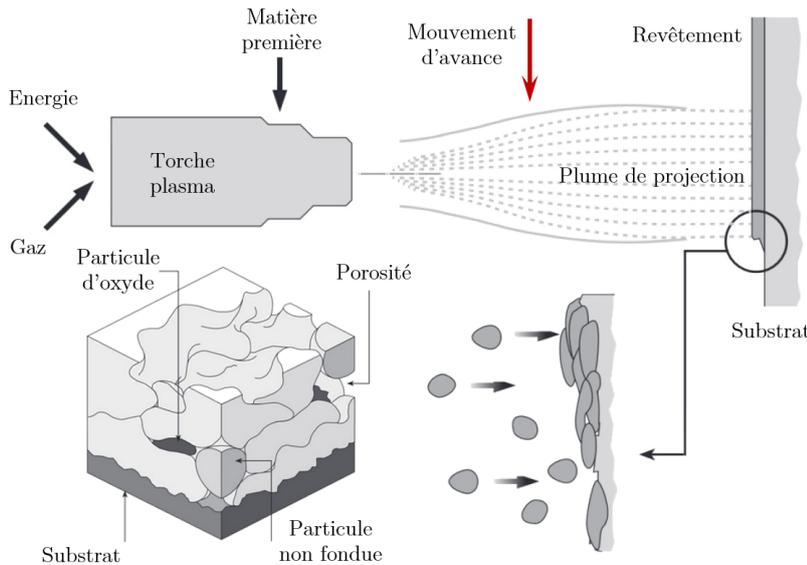


FIGURE 5.2 – Procédé d'obtention et morphologie d'un abradable ALSi-PE

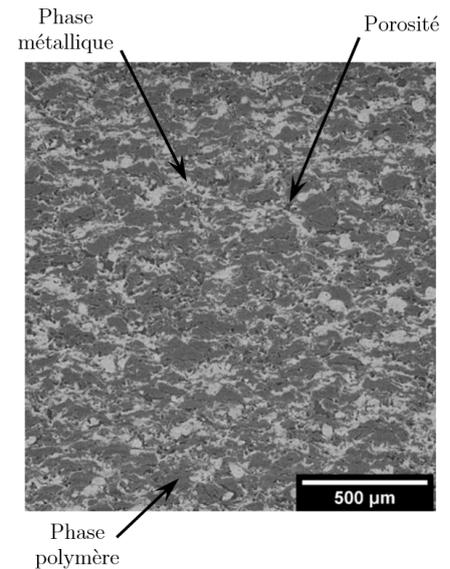


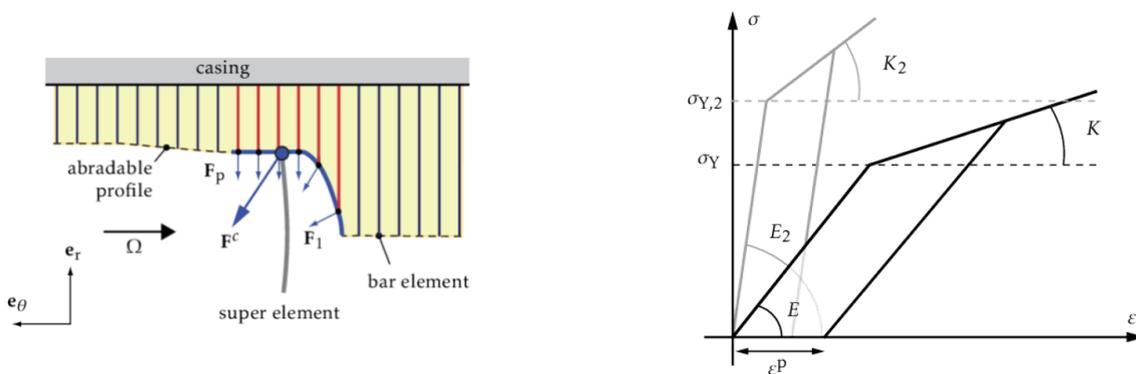
FIGURE 5.3 – Tomographie d'un abradable ALSi-PE

### 5.1.2 Modélisation de l'usure

Les matériaux abradables n'offrant que peu de résistance au passage de l'aube sont conçus pour se dégrader préférentiellement au contact de l'extrémité de l'aube. BOREL [67] a identifié différents mécanismes d'endommagement entrant en jeu individuellement ou en association tels que la coupe, la déformation plastique, le transfert adhésif, la fusion, la tribo-oxydation, l'érosion, la corrosion, l'oxydation haute température. Si la coupe est souhaitable, car les performances du joint dynamique sont conservées, les autres mécanismes participent généralement à leur dégradation. Un des premiers objectifs du projet de recherche consistait à relier les mécanismes d'endommagement et d'usure observés lors d'interactions aube/abradable avec le comportement thermomécanique du matériau abradable. Cependant, la réalisation d'essais mécaniques représentatifs du chargement sur ce type de matériaux engendre de nombreuses difficultés expérimentales.

Le développement de modèles prédictifs d'interaction aubes/abradable permettrait un gain de temps et de moyens non négligeables lors de la phase de conception de joints dynamiques en diminuant le nombre d'essais de validation nécessaires. Malgré tout, la diversité des phénomènes mécaniques et thermiques entrant en jeu au cours d'une interaction résulte en une combinaison complexe de sollicitations auxquelles le revêtement est soumis et qu'il est difficile de reproduire au moyen d'expériences simples.

La caractérisation du comportement thermomécanique des matériaux abrasables en conditions représentatives des interactions aubes/abrasable nécessite dans un premier temps de définir la nature même de ce qu'on appelle les conditions représentatives. Le paramètre le plus simple à identifier est sans conteste la température du milieu correspondant à l'étage du moteur où l'abrasable évolue. En revanche, la nature des sollicitations mécaniques semble bien plus complexe à établir, mêlant compression, traction et cisaillement dans le revêtement selon BERTHOUL [68]. Ainsi, au cours de la dernière décennie SAE en collaboration avec certains de ses partenaires académiques a développé un modèle de simulation du contact aube/abrasable nommé COntacts between ROfor and Stator (COROS) pour COntacts between ROfor and Stator [69] permettant de modéliser l'usure du revêtement abrasable en tenant compte du comportement dynamique des pales. Dans ce modèle, le revêtement est discrétisé à l'aide d'éléments barres unidimensionnels à deux nœuds - FIGURE 5.4(a) [70] - et son usure est modélisée par des chargements de compression successifs tout au long du trajet de l'aube.



(a) - Étude numérique de l'enlèvement d'un revêtement abrasif

(b) - Lois élasto-plastiques décrivant le comportement du revêtement abrasable

FIGURE 5.4 – Modèle de simulation du contact aube/abrasable COROS

La loi de comportement thermomécanique du revêtement abrasable utilisée dans ce modèle est basée sur une formulation bilinéaire élasto-plastique - FIGURE 5.4(b) [70] - initialement proposée LEGRAND [70] puis complétée par BATAILLY [71] en incluant la sensibilité à la vitesse de déformation. Les vitesses de déformation entrant en jeu lors de la déformation du revêtement sont estimées de l'ordre de  $1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  pour une sollicitation du revêtement en compression pure. Cette approche numérique de l'usure a été adaptée aux bancs expérimentaux des partenaires académiques, le banc rotatif inversé de l'Office National d'Études et de Recherches Aéronautiques (ONERA) [72], [68] et le banc balistique du LEM3 [37], [71], [73]. Globalement, les résultats se sont montrés très sensibles aux propriétés mécaniques et thermiques des matériaux abrasables. Plus récemment, AGRAPART [74] prend en compte dans COROS la dilatation thermique du carter lors des interactions. L'intégration de ces phénomènes thermiques améliore grandement la prédiction de l'usure du revêtement abrasable. Néanmoins, la loi de comportement thermomécanique du revêtement abrasable est toujours basée sur la formulation bilinéaire élasto-plastique initiale, n'incluant ni la sensibilité à la vitesse de déformation proposée par BATAILLY, ni la température.

Ces études ont été entreprises dans le cadre du projet Méthodologie de Développement et de Caractérisation des Abradables (MEDEA) - FIGURE 5.5 [37] -, projet collaboratif entre les sociétés Snecma, Turbomeca et TechspaceAero du groupe SAFRAN, impliquant également plusieurs laboratoires :

- le Laboratoire d'Études et de Recherches sur les Matériaux, les Procédés et les Surfaces (LERMPS) de l'Université de Technologie de Belfort-Montbéliard (UTBM) chargé de l'élaboration des matériaux abrasables par projection plasma
- le Laboratoire de Mécanique de Lille (LML) et le LaBPS de Metz responsables de l'approche expérimentale du contact rotor/stator ainsi que de l'étude du comportement thermomécanique de ces matériaux
- l'Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM) de Nantes et l'Université de McGill de Montréal compétents dans la modélisation de l'abrasable et des interactions

dont les actions combinées visaient à optimiser les méthodologies de prédiction du comportement du système aube/abrasable considérant les forts couplages entre les paramètres d'élaboration, les processus d'interaction, les mécanismes d'usure et d'endommagements, les propriétés thermiques et le comportement mécanique sous sollicitations dynamiques.

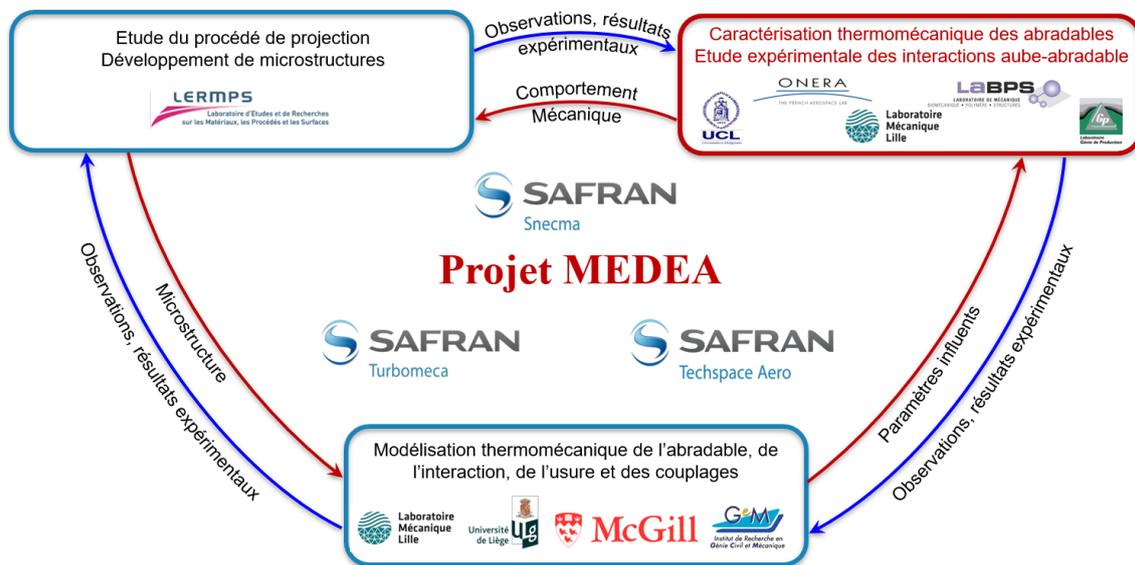


FIGURE 5.5 – Agencement du projet MEDEA

La suite de ce chapitre est consacrée à la présentation du parcours menant à l'élaboration de lois de comportement de l'abrasable ALSi-PE, des premières tentatives de caractérisation du module d'élasticité à la description du comportement élasto-thermo-viscoplastique basé sur le modèle de Johnson-Cook.

## 5.2 Première tentative de caractérisation : l'essai Brésilien

D'une façon générale, ces premiers travaux mettent en évidence un comportement fragile en traction de l'ALSi-PE, comparable à des matériaux de type rocheux, à savoir que la rupture intervient en l'absence de striction de l'éprouvette et avec un allongement relatif à rupture relativement faible (inférieur à 0,5%). Pour leur très grande majorité, les essais de ces études ont été réalisés en conditions quasi-statiques et à température ambiante. La nécessité de considérer l'influence de la vitesse de sollicitation et de la température sur son comportement apparaît alors clairement afin d'être plus représentatives des conditions en fonctionnement. De plus, étant donné qu'il présente un comportement fragile en traction, il peut être intéressant d'étudier son comportement en compression dans un premier

temps. Les matériaux fragiles possédant la particularité de posséder une résistance en compression bien plus élevée que la résistance en traction [75].

Un essai Brésilien est également appelé essai de traction indirecte par fendage et est généralement appliqué aux tests des matériaux très fragiles en soumettant l'échantillon à une sollicitation biaxiale. Une éprouvette cylindrique du matériau est contrainte en compression directe via ces génératrices - FIGURE 5.6 - ce qui permet d'étudier les mécanismes d'endommagement de manière indirecte sous traction induite. Il est important de noter que dans cette configuration, les deux faces planes de l'éprouvette sont toujours visibles permettant d'instrumenter l'essai et de pouvoir appliquer la technique de Corrélation d'Images Numériques (CIN) par application d'un mouchetis.

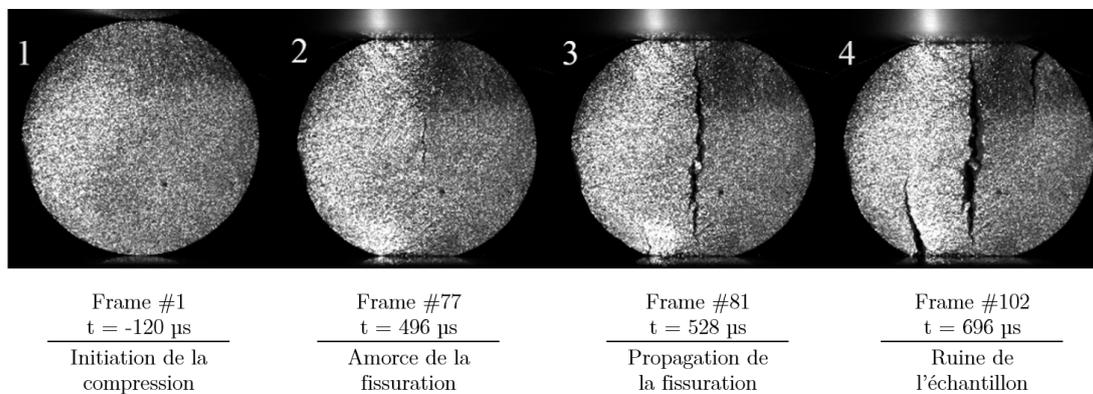


FIGURE 5.6 – Images extraites d'un essai Brésilien d'un AlSi-PE sur banc balistique

C'est dans ce contexte, qu'en 2013, dans le cadre du projet MEDEA émergeant, en collaboration avec le Pr. DESPLANQUES et M. LANGLOIS du LML de Lille<sup>13</sup>, que plusieurs campagnes d'essais ayant pour objectifs divers :

- mener des essais multiaxiaux, instrumentés en mesure de champs, notamment cinématiques
- caractériser les mécanismes de déformation, d'endommagement et de rupture aux échelles pertinentes à partir d'observations in situ et post-mortem
- identifier le comportement des matériaux abrasables avec endommagement par approche inverse à partir des mesures de champs

ont été entreprises. Le manque manifeste de données sur les propriétés mécaniques de l'abrasable AlSi-PE, nous a conduit dans un premier temps à caractériser son anisotropie par la détermination des modules d'élasticité en traction et compression. À cette fin, une nouvelle géométrie d'éprouvette d'essai Brésilien a été développée au LML afin de limiter l'intensité de la déformation en compression au niveau de la zone de contact entre les plateaux de compression et l'échantillon et pouvant mener à sa ruine prématurée. Les essais quasi-statiques réalisés au LML utiliseront une géométrie hexagonale, alors que les essais dynamiques réalisés à Metz conserveront quant à eux la géométrie cylindrique classique, plus facile à exploiter pour les vitesses de déformation élevées.

13. "Comportement mécanique de matériaux abrasables sous sollicitations multiaxiales"; Rapport final - 2015

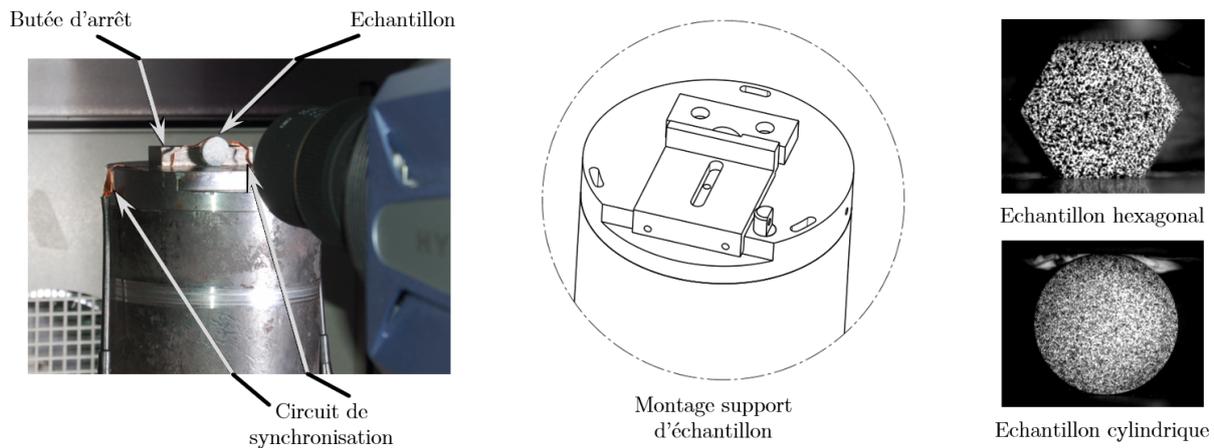


FIGURE 5.7 – Configuration expérimentale sur puits de chute

Le moyen d'essai retenu est un puits de chute présent à l'ENIM. Il est pourvu d'un chariot d'impact muni d'un marteau instrumenté permettant de mesurer l'énergie d'impact pendant l'essai, énergie calibrée par la masse réglable du chariot et sa hauteur de chute libre. Un montage servant de support à l'éprouvette a été spécifiquement conçu afin d'assurer sa mise en position et son orientation de manière rigoureuse et répétable - FIGURE 5.7 -. Les essais ont été instrumentés avec une caméra ultra-rapide (Shimadzu HPV2) pour pouvoir déterminer les champs de déplacements par la méthode CIN avec des temps d'exposition variant de 8 à 16  $\mu\text{s}$  en fonction de la vitesse d'impact. La synchronisation du déclenchement de la séquence d'enregistrement vidéo avec l'impact du marteau est assurée par fermeture d'un circuit électrique disposé sur l'éprouvette. Finalement, le montage est muni d'une butée mécanique permettant de stopper l'écrasement de l'échantillon par l'impacteur à un niveau prédéfini et ainsi conserver son intégrité structurale dans le but d'effectuer des observations post mortem et analyser les endommagements. L'ensemble (hors caméra) est disposé au sein d'une enceinte de chauffe permettant d'effectuer des essais de la température ambiante jusqu'à 120 °C.

Un enregistrement typique des efforts générés par un essai d'impact est visible sur la FIGURE 5.8. La synchronisation du signal d'effort avec les acquisitions vidéo permet de mettre en évidence les différentes phases de l'endommagement de l'échantillon et les instants critiques de l'essai comme l'apparition de la première fissure macroscopique en traction indirecte dans la zone centrale et des fissures secondaires aux interfaces de contact, conséquences d'une compression excessive de l'éprouvette.

À l'aide des acquisitions vidéo, la CIN permet d'accéder à la connaissance des champs de déplacement et des déformations au sein de l'échantillon sur le déroulement d'un essai. La FIGURE 5.9 présente les champs de déplacements horizontaux et verticaux à différents instants d'un essai réalisé à  $V = 3,57 \text{ ms}^{-1}$  et à température ambiante. Les temps indiqués correspondent au temps écoulé après contact du marteau d'impact sur l'éprouvette. Les directions U et V correspondent aux directions de traction et de compression respectivement. On peut noter que 8  $\mu\text{s}$  après l'impact, les déplacements suivant U et V sont négligeables. Ce n'est qu'après 48  $\mu\text{s}$  que des déplacements verticaux commencent à apparaître au sommet du disque. Lorsque 208  $\mu\text{s}$  se sont écoulées, le déplacement horizontal augmente de façon significative et commence à se propager à une zone plus étendue de l'échantillon. La première signature propre d'un essai brésilien apparaît pour un temps après contact de 288  $\mu\text{s}$ .

En effet, de la traction induite est engendrée dans la zone centrale de l'échantillon par des déplacements symétriquement opposés des parties gauche et droite de l'éprouvette. D'autre part, la compression continue à se propager au sein de l'échantillon. Au cours des instants suivants, ces tendances se confirment avec la traction de plus en plus marquée. Après 600  $\mu\text{s}$ , soit la dernière image exploitable avant l'apparition de la première fissure, les champs de déplacements montrent clairement la traction et la compression dans l'échantillon. Ces champs de déplacement sont typiques d'un essai brésilien classique en quasi statique et ont permis de valider cette technique expérimentale dans le cadre des essais dynamiques.

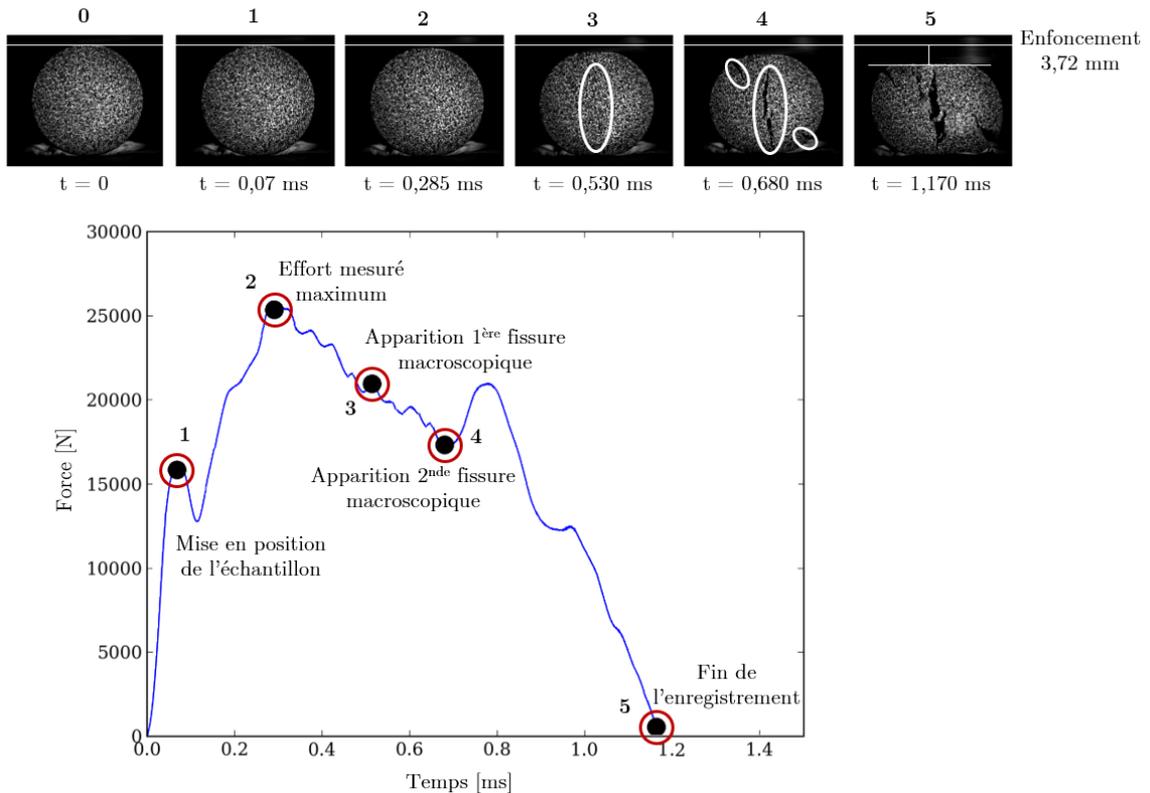


FIGURE 5.8 – Enregistrement typique d'un essai brésilien sur puits de chute ;  $V = 2,67 \text{ m s}^{-1}$  -  $T = 25^\circ\text{C}$

La FIGURE 5.10 présente un exemple de vitesses de déformation calculées pour le même essai d'impact à  $V = 3,57 \text{ m s}^{-1}$  dans les deux directions de traction et de compression. L'intervalle de temps  $\Delta t$  entre deux images "n" étant connu, il est possible d'accéder à la vitesse de déformation moyenne  $\dot{\epsilon}$  au cours de cet intervalle en procédant au calcul suivant :

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon_n - \epsilon_{n-1}}{\Delta t}$$

Les champs des vitesses de déformation pendant l'essai permettent d'apporter des informations supplémentaires. Même si tout au long de l'essai, l'analyse des résultats n'apporte pas vraiment de données exploitables, il est intéressant d'observer qu'à 600  $\mu\text{s}$ , une forte localisation de la vitesse de déformation, proche de  $1000 \text{ s}^{-1}$ , dévoile le futur trajet de la fissure qui apparaîtra quelques instants plus tard. Les vitesses de déformation  $VV$  permettent de mettre en évidence la zone où la compression est localisée sur les parties supérieures et inférieures de l'éprouvette.

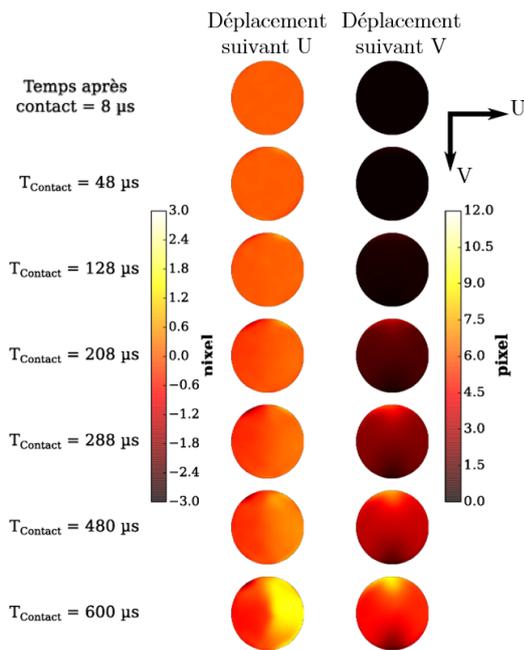


FIGURE 5.9 – Champs de déplacements  
 $V = 3,57 \text{ m s}^{-1} - T = 25^\circ \text{C}$

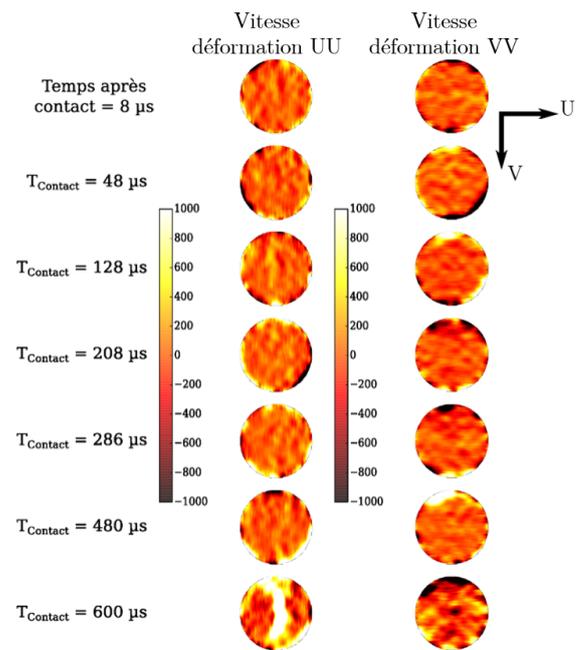


FIGURE 5.10 – Vitesses de déformations  
 $V = 3,57 \text{ m s}^{-1} - T = 25^\circ \text{C}$

Pour conclure cette première étude, des observations au MEB des échantillons ayant subi une fissuration contrôlée (par l'intermédiaire de la butée d'arrêt du montage) ont permis de mettre en évidence différents mécanismes d'endommagements du matériau - FIGURE 5.11 -. Les parties apparaissant en gris foncé et blanches correspondent aux phases polyester et AlSi du matériau abrasable respectivement. On peut noter la présence de microfissures qui apparaissent à l'interface entre le polyester et l'AlSi (zone 1). Une porosité est également visible dans la zone d'observation (zone 1') d'une longueur d'environ  $50 \mu\text{m}$ . Au voisinage de cette dernière, une microfissure à l'interface entre les deux phases est encore une fois présente (zone 1'). Une seconde zone d'observation localisée proche de la pointe de la fissure secondaire (zone 2) présente sur la partie inférieure de l'échantillon fait apparaître un réseau de microfissures à l'interface des deux phases (image 2). L'écoulement du polymère peut être observé à l'intérieur de la fissure principale (zone 3). Ce phénomène a déjà été observé sur des matériaux comparables dans les travaux de MANDARD [72]. Cet écoulement plastique du polymère est une signature de la rupture ductile qui intervient à l'ouverture de la fissure principale. En effet, l'écoulement du polyester montre qu'une déformation plastique importante a été mise en jeu pour aboutir à la nucléation de la macro fissure. À ce stade de l'étude, un scénario élémentaire de rupture a ainsi pu être élaboré :

1. une sollicitation suffisamment importante engendre la nucléation d'un réseau de microfissures à l'interface entre le polyester et la matrice AlSi. Ces microfissures peuvent également être créées lorsque le matériau présente une porosité puis se propager ensuite à l'interface entre les deux phases du matériau abrasable.
2. la sollicitation augmente ensuite jusqu'à un niveau d'énergie suffisant pour permettre l'ouverture d'une macro fissure à partir du réseau de microfissures déjà existant. Cette rupture est de type ductile. Cette affirmation est corroborée par la présence d'un écoulement plastique de la phase polymère.

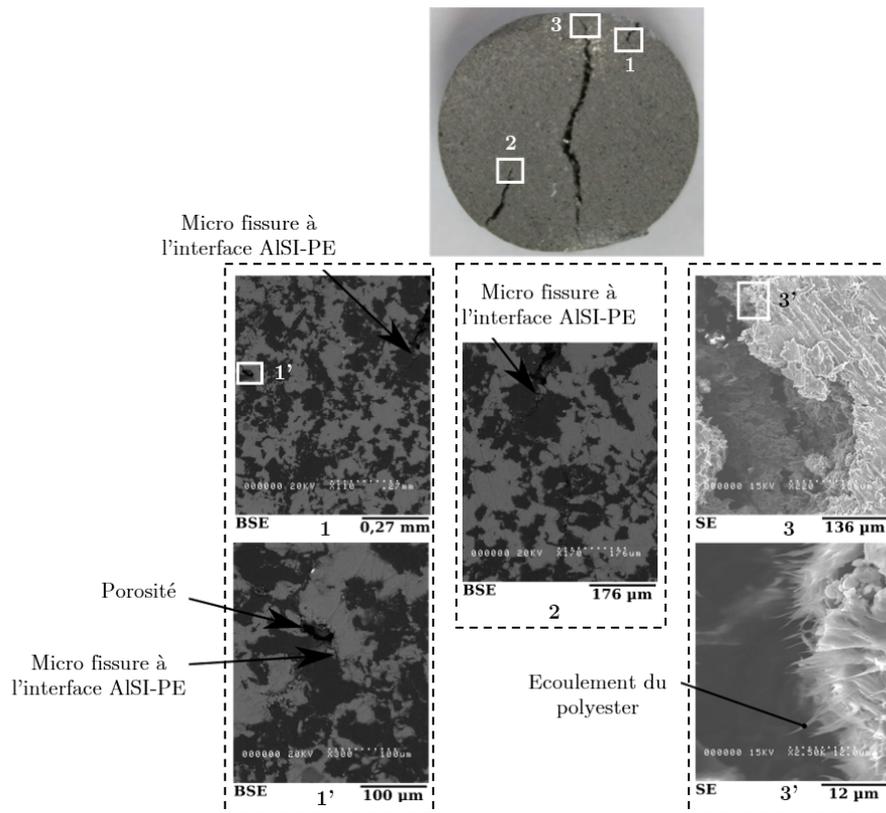


FIGURE 5.11 – Observations MEB d'un échantillon ALSi-PE ;  $V = 2,67 \text{ m s}^{-1}$  -  $T = 25^\circ \text{C}$

Bien que les différentes campagnes expérimentales aient apporté entière satisfaction d'un point de vue de leur élaboration et de leur concrétisation, il reste de cette première expérience de caractérisation des abrasables ALSi-PE sous sollicitations dynamiques un sentiment d'inachevé. Les travaux réalisés au LML devenu Laboratoire de Mécanique, Multiphysique, Multiéchelle (LaMcube) depuis, sur les essais quasi-statiques ont permis de déterminer les modules d'élasticité en traction et en compression de valeurs 5,3 et 4 GPa respectivement. Les essais brésiliens dynamiques effectués à Metz ont montré leur capacité à générer des vitesses de déformation de plusieurs centaines de  $\text{s}^{-1}$  plus représentatives des conditions de fonctionnement dans un turboréacteur. De même, les champs de déplacement ont pu être déterminés avec succès et des endommagements contrôlés des éprouvettes ont été réalisés permettant d'établir une première ébauche de scénario de fissuration qui reste néanmoins insuffisante.

Malgré cela, les essais dynamiques aussi bien à l'ambiante qu'en température n'ont pas pu être exploités avec autant de succès qu'attendu. Il s'est avéré difficile de retirer des informations en accord avec les objectifs initiaux sur le comportement thermomécanique de l'abrasable ALSi-PE via l'essai brésilien et des propriétés comme sa limite élastique, son comportement plastique, sa sensibilité à la température ou encore à la vitesse de déformation restent à l'issue de ces travaux encore inconnus. Cependant, et en dépit de ces constatations, cette première tentative s'est avérée encourageante et prometteuse.

Nous avons donc décidé de poursuivre les travaux de caractérisation de ces abrasables moyennant quelques modifications de la procédure expérimentale :

- l'essai biaxial brésilien s'avère peu adapté à l'objectif consistant à établir un modèle de compor-

tement thermomécanique de l'abradable. Un essai uni-axial de compression semble plus représentatif dans un premier temps des conditions de sollicitations du matériau en conditions réelles d'utilisation et plus aisé à mettre en œuvre et à exploiter :

- les conditions quasi-statiques n'étant pas, elles aussi, représentatives, les échantillons doivent être sollicités avec des vitesses de déformation de l'ordre de  $1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$
- les températures appliquées étant limitées à  $120^\circ\text{C}$  avec l'équipement présent sur le puits de chute, d'un niveau insuffisant pour ce type d'abradable, il convient de disposer d'un système de chauffe permettant d'atteindre au minimum  $400^\circ\text{C}$
- les méthodes de production des échantillons ont permis au final d'obtenir des épaisseurs de 3 à 4 mm au maximum, ce qui s'est avéré insuffisant, posant des problèmes de stabilité au cours des essais

Compte tenu de ce constat, il s'est avéré que l'acquisition d'un nouveau moyen d'essai permettant de valider tous ces critères devenait nécessaire pour la poursuite des travaux. Notre partenaire industriel SAE s'étant montré très intéressé par cette nouvelle perspective, il a été décidé dans le cadre du projet MEDEA de poursuivre dans cette voie, via des études sur barres d'Hopkinson, moyen plus adapté à ces exigences.

## 5.3 Caractérisation dynamique du comportement de l'ALSi-PE

### 5.3.1 Échantillons d'abradable et essais dynamiques

#### Élaboration des échantillons

Hormis la difficulté à reproduire expérimentalement les sollicitations dynamiques présentes dans un turboréacteur, un verrou majeur lié à l'étude du comportement thermomécanique des matériaux abrasables réside dans la difficulté à obtenir des éprouvettes permettant la conduite d'essais mécaniques conventionnels. La nature même de ces matériaux, fragile et poreuse, mentionnée précédemment, les faibles épaisseurs des revêtements obtenues par projection et leur association à un substrat rend complexe la production d'éprouvettes. Dans ce contexte, des méthodes de caractérisation ont été mises au point pour réaliser des études en considérant le couple abradable-substrat. On peut citer MA [76], [77] qui propose des essais de traction et de flexion conduits sur des éprouvettes plates composées d'un substrat d'épaisseur 1,65 mm et d'un revêtement de 2,1 mm. WANG [78] réalise des essais de compression quasi-statiques, cependant ni la géométrie, ni les dimensions, ni la présence ou non d'un substrat ne sont abordées. JOHNSTON [79], [80] produisent des éprouvettes de matériaux abrasables sans substrat par dissolution d'un moule, mais dont l'épaisseur n'excède pas 2 mm. BAİZ [81] obtient des éprouvettes plates ou cylindriques en séparant le revêtement de son substrat par électroérosion d'épaisseur maximum de 3 mm. PELLEGRINO [82] parvient à obtenir des éprouvettes cylindriques de diamètre 6 mm et de 5 mm d'épaisseur pour des essais de compression et de traction quasi statique en température ainsi que des essais de compression dynamique en température.

Au travers de ces différents exemples, il apparaît clairement que produire des éprouvettes de matériaux abrasables constitue une réelle difficulté à la caractérisation du comportement thermomécanique des abrasables et limite fortement l'étude de leur comportement. De fait, obtenir des épaisseurs de plus de quelques millimètres est rarement possible. Cependant, la réalisation d'essais de caractérisation

du comportement thermomécanique en conditions représentatives nécessite des éprouvettes présentant des sections sollicitées aux dimensions significatives.

Dans le cadre des essais de compression sur barres d'Hopkinson, les paramètres expérimentaux (diamètre des barres, vitesses de déformation visées) définissent la géométrie des éprouvettes et il est communément admis que les échantillons cylindriques doivent posséder un ratio diamètre / épaisseur proche ou égal à 2. Pour notre projet et compte tenu de notre équipement, il sera nécessaire de travailler avec des éprouvettes de 20 mm de diamètre au maximum, soit une épaisseur de 10 mm, valeur nettement supérieure à celles évoquées dans la littérature.

Une attention toute particulière a donc été portée à l'élaboration des échantillons et un protocole d'extraction d'éprouvettes a été mis au point à partir des plaques brutes d'abradable ALSi-PE projetées par sous-traitant de SAE avec une épaisseur brute de revêtement minimale de 10 mm. Différentes étapes successives d'usinage permettent alors d'aboutir à des géométries d'éprouvettes massives, sans substrat, compatibles avec des essais de caractérisation mécanique classiques et à leurs contraintes - FIGURE 5.12 -. Une déclaration de brevet a été déposée à l'Institut National de la Propriété Industrielle (INPI) concernant ce procédé <sup>14</sup>.

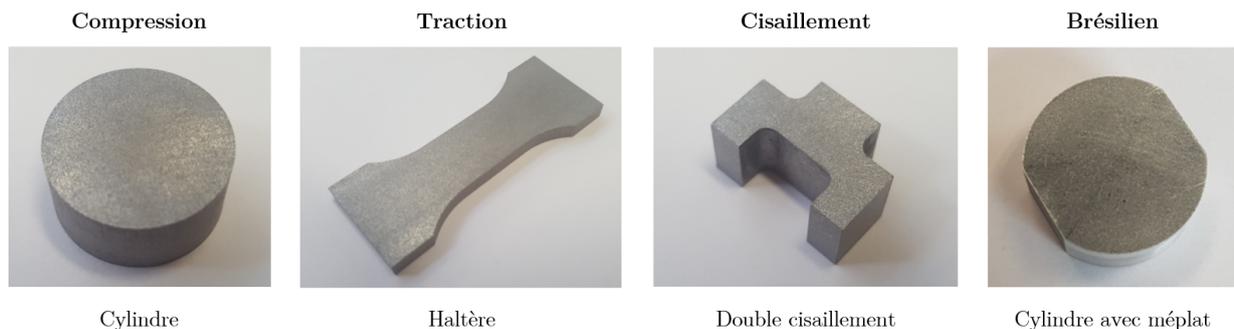


FIGURE 5.12 – Différentes géométries d'échantillons d'abradable ALSi-PE

### Validation du VER

Pour les besoins de cette étude visant à caractériser le comportement thermomécanique de l'abradable ALSi-PE, l'hypothèse d'un matériau quasi homogène, caractérisé par une égale répartition de ses différentes phases constitutives dans toutes les directions au sein du revêtement brut a été admise. Lors des études précitées, et ce, malgré des épaisseurs d'éprouvettes ne dépassant pas quelques millimètres d'épaisseur, jamais il n'est fait mention d'un VER, dont l'objectif, rappelons-le, est de valider qu'au regard de leurs dimensions, le comportement des éprouvettes testées est représentatif du comportement macroscopique du matériau.

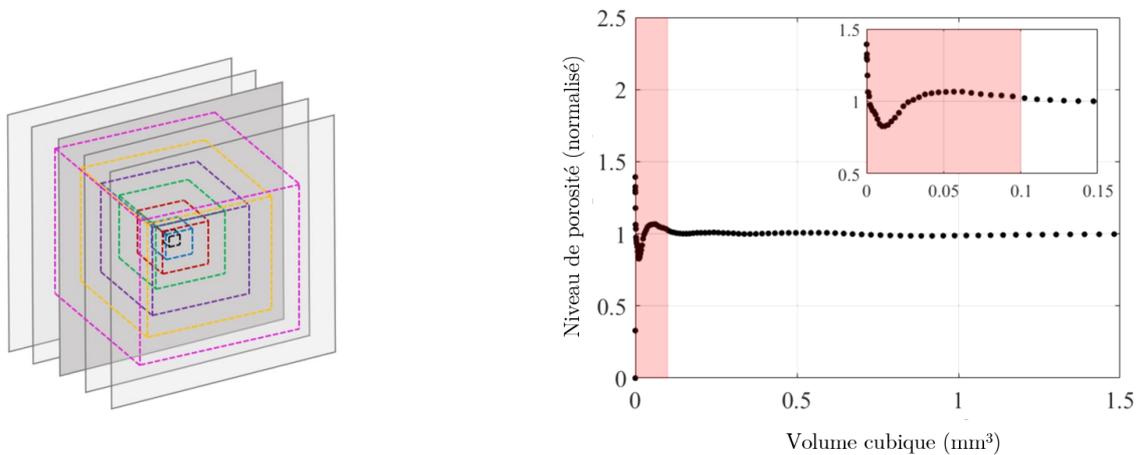
En règle générale, un VER est défini par l'évolution d'une caractéristique particulière avec l'augmentation du volume du matériau étudié. La validation d'un VER correspond ainsi à une valeur de volume spécifique pour lequel la caractéristique choisie devient stable. Compte tenu de la nature particulière de l'ALSi-PE, la caractéristique choisie pour cette étude est son niveau de porosité. La technique

14. "Procédé de fabrication d'une éprouvette massique en matériau abradable pour des essais de caractérisation - n° enregistrement : FR1907181"

utilisée consiste à isoler un volume cubique d'un échantillon et d'en estimer sa porosité à l'aide de mesures par tomographie à rayons X. En premier lieu, un échantillon parallélépipédique de dimensions  $1,58 \text{ mm} \times 1,75 \text{ mm} \times 1,88 \text{ mm}$  est donc extrait du revêtement par découpe au fil. Ces dimensions relativement faibles ont été définies afin de se rapprocher de la plus haute résolution possible du tomographe lors de la mesure, tout en supposant qu'à cette échelle la microstructure représentative du matériau polyphasé soit conservée.

En second lieu et après passage de l'échantillon à la tomographie, plusieurs images correspondants à des coupes 2D de l'abrasable ALSi-PE sont obtenues, telles que celle montrée à la FIGURE 5.3. En isolant les pixels dont les niveaux de gris sont associés à une phase, une quantification de ces dernières devient alors possible. Afin de corriger les différents biais inhérents à la technique de caractérisation (durcissement du faisceau au bord des échantillons, apparition de bruit dans l'image, correction de la distribution des niveaux de gris entre chaque image) un algorithme développé sur Matlab® par VINCENT [37] est appliqué pour le pré-traitement de ces images.

Pour terminer l'opération de quantification du niveau de porosité, une routine développée sur le logiciel open source Fiji [83] identifie les pixels correspondant aux porosités par seuillage du niveau de gris. Sur la base de cette identification, un calcul tridimensionnel incrémentiel a été mis en œuvre pour augmenter progressivement le volume cubique d'intérêt à travers toutes les images de la microtomographie. Des volumes augmentant par pas de 10 pixels de côté sont analysés successivement comme illustré à la FIGURE 5.13(a).



(a) - *Stratégie d'identification du VER à l'aide de micro-tomographies*

(b) - *Évolution du niveau de porosité en fonction du volume cubique considéré*

FIGURE 5.13 – Évaluation du volume élémentaire représentatif du matériau ALSi-PE

L'évolution du niveau de porosité normalisé en fonction des incréments de volume cubique est présentée à la FIGURE 5.13(b). Ainsi, un VER spécifique proche de  $0,1 \text{ mm}^3$  a été identifié, correspondant à la valeur du volume cubique à laquelle le niveau de porosité devient à peu près constant.

Le volume des plus petits échantillons utilisés pour atteindre les vitesses de déformation les plus élevées sur les barres d'Hopkinson (de l'ordre de  $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ ) est plus de 7500 fois supérieur à celui du VER ainsi défini. Ce point garantit que la réponse de l'échantillon sous chargement dynamique sera représentative du comportement macroscopique du revêtement ALSi-PE.

### 5.3.2 Adaptation du moyen d'essai au matériau abradable

#### Banc d'essai dynamique

Trouvant ses origines à fin du 19<sup>ème</sup> siècle avec les travaux de HOPKINSON [7], la technique Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB) a été développée au cours du 20<sup>ème</sup> siècle notamment par DAVIES [8] et KOLSKY [9] à la fin des années 40. Ce dispositif est à présent devenu incontournable pour l'étude du comportement dynamique des matériaux aux grandes vitesses de déformation typiquement pour une gamme de  $1 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$  à  $1 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$  et permet d'envisager différents types de sollicitations (traction, compression ou torsion).

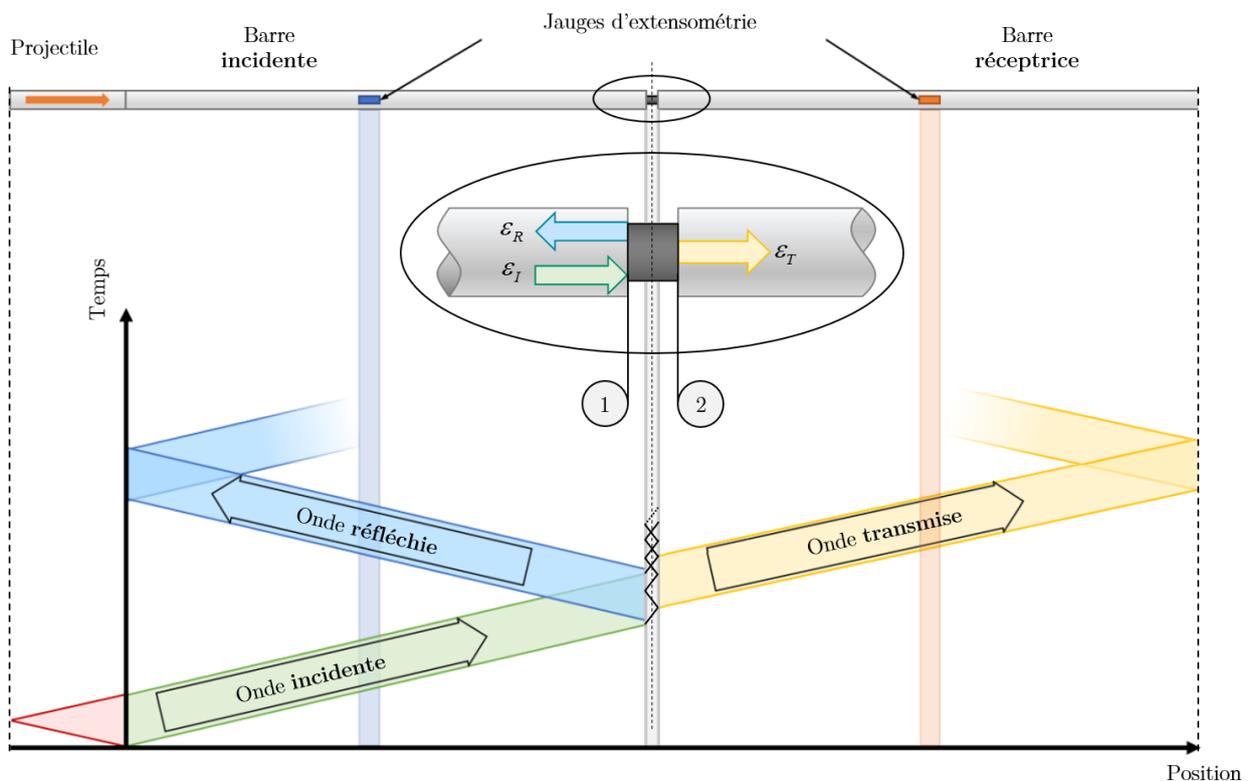


FIGURE 5.14 – Principe des barres d'Hopkinson et diagramme de Lagrange associé

Rappelons rapidement son principe de fonctionnement général. Cette technique se base sur la théorie de la propagation des ondes élastiques dans deux barres assez longues relativement à leur diamètre afin de considérer ce milieu de propagation comme unidimensionnel. L'échantillon à analyser est inséré entre ces deux barres de limite élastique suffisamment élevée par rapport à celle du matériau testé. Un schéma de principe est proposé FIGURE 5.14 associé à un diagramme de Lagrange décrivant le parcours des ondes dans les barres et l'échantillon :

- une première barre, appelée barre incidente, est impactée par un projectile et provoque un chargement sous forme d'une première onde de déformation en compression ( $\epsilon_I$ ) qui se propage dans la barre jusqu'à l'échantillon. Simultanément, une seconde onde de compression se propage dans le projectile

- cette dernière est réfléchiée en onde de traction à la surface libre du projectile et provoque le déchargement de la barre incidente
- l'onde incidente continue de se propager dans la barre jusqu'à rencontrer la surface de l'échantillon à l'interface 1. Celui-ci, d'un matériau différent et d'un diamètre différents de la barre, cause une rupture d'impédance mécanique à cette interface. L'onde incidente est alors en partie transmise ( $\varepsilon_T$ ) à l'échantillon et en partie réfléchiée ( $\varepsilon_R$ ) vers la barre
- l'onde transmise traversant l'échantillon arrive à l'interface 2 où une nouvelle fois une partie est réfléchiée et traverse à nouveau l'échantillon en sens opposé, ce processus se répétant une nouvelle fois à l'interface 1. Ces nombreux "aller-retours" successifs aboutissent à une homogénéisation du champ de contrainte dans l'échantillon, la contrainte est dite équilibrée. En supposant les frottements aux interfaces négligeables, cette contrainte sera de plus considérée comme uniaxiale

Des jauges d'extensométrie collées sur les barres mesurent les déformations provoquées par le passage des différentes ondes en fonction du temps, tel que représenté sur la FIGURE 5.15. Si on note :

$A_0$  : la section des barres incidente et réceptrice

$A$  : la section de l'échantillon

$E$  : le module de Young des barres

$\rho$  : la masse volumique des barres

$C_0$  : la vitesse de propagation des ondes élastiques dans les barres

$L$  : l'épaisseur de l'échantillon

$V_0$  : la vitesse initiale du projectile

Le projectile lancé avec une vitesse initiale  $V_0$  en impactant la barre incidente génère une onde élastique incidente ( $\varepsilon_I$ ) qui se propage dans la barre avec une célérité  $C_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$ . L'intensité de la contrainte incidente ( $\sigma$ ) est définie par :

$$\sigma_I = \frac{1}{2}\rho C_0 V_0 \quad (5.1)$$

Les forces normales  $F_1$  et  $F_2$  aux 2 interfaces de l'échantillon sont données par :

$$\begin{cases} F_1(t) = A_0 E [\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t)] \\ F_2(t) = A_0 E \varepsilon_T(t) \end{cases} \quad (5.2)$$

Une fois atteinte la phase d'homogénéisation de la contrainte au sein de l'échantillon, il découle de l'équilibre des forces aux interfaces  $F_1 = F_2$ , ainsi :

$$\varepsilon_T(t) = \varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) \quad (5.3)$$

et considérant ces hypothèses d'homogénéité et d'uniaxialité, la théorie de la propagation des ondes unidimensionnelle proposée par DAVIES [8] stipule qu'en fonction du temps :

- la contrainte dans l'échantillon est :

$$\sigma(t) = \frac{A_0}{A} E \varepsilon_T(t) \quad (5.4)$$

- la vitesse de déformation dans l'échantillon est :

$$\dot{\varepsilon}(t) = -2 \frac{C_0}{L} \varepsilon_R(t) \quad (5.5)$$

- la déformation de l'échantillon est :

$$\varepsilon(t) = -2 \frac{C_0}{L} \int_0^t \varepsilon_R(t) dt \quad (5.6)$$

La répartition des amplitudes entre onde réfléchiée et onde transmise est la conséquence directe de la rupture d'impédance mécanique  $I = \rho CA$  entre les barres et l'échantillon. Les impédances mécaniques des barres et de l'échantillon sont donc volontairement choisies de manière à créer cette rupture. Étant donné le peu de références disponibles sur l'étude du comportement dynamique des abradables ALSi-PE, la première difficulté est de fixer le matériau des barres afin de garantir que la rupture d'impédance avec les échantillons génère une répartition des amplitudes des ondes réfléchiée et transmise du même ordre afin d'éviter qu'un de ces signaux n'ait une amplitude trop faible et ne pénalise la mesure.

La matrice de l'ALSi-PE étant en aluminium, ceci exclut d'office ce matériau pour les barres. De plus, des essais en température (jusqu'à 350 °C) seront nécessaires pour la caractérisation de l'abradable. Nous nous sommes donc orientés vers des barres en Inconel 718 (nickel 50-55% ; chrome 17-21% ; fer 15-21%) pour ses très bonnes caractéristiques mécaniques à hautes températures dans un premier temps. Un essai préliminaire sur l'ALSi-PE - FIGURE 5.15(a) - montre que la répartition entre ondes réfléchiée et transmise est acceptable pour l'exploitation de l'essai et valide ainsi ce choix.

### Géométrie de l'éprouvette

Lors de sa compression dynamique, l'inertie de l'échantillon s'oppose à sa déformation. Considérant  $L$  et  $D$  comme respectivement l'épaisseur et le diamètre de l'échantillon, CHEN [84] estime que la géométrie cylindrique d'un échantillon pour un matériau métallique doit répondre à la condition exprimée par l'eq.(5.7).

$$0.5 \leq \frac{L}{D} \leq 1 \quad (5.7)$$

Ce critère résulte d'un compromis visant à favoriser l'établissement de l'équilibre au sein de l'échantillon tout en minimisant les effets des inerties radiale et axiale. Au cours de ces travaux, les vitesses de déformation visées pour établir le comportement dynamique de l'ALSi-PE sont  $1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  et  $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ . Celles-ci étant inversement proportionnelles à la longueur  $L$  de l'échantillon, eq.(5.5), deux épaisseurs de 7,5 et 5 mm sont fixées tenant compte des critères liés au processus de fabrication et au VER décrits précédemment.

De plus, considérant la déformation de l'échantillon à volume constant, l'augmentation de son diamètre au cours de la compression est limitée par le diamètre des barres de notre dispositif de 20 mm afin de conserver l'homogénéité de la déformation. Selon le critère de l'eq.(5.7), l'échantillon le plus épais aura un diamètre de 15 mm ce qui induit une déformation conventionnelle de 33% tout à fait acceptable pour ce matériau.

## Pulse shaper

Pour valider un essai, il est essentiel de s'assurer que la vitesse de déformation dans l'échantillon est constante sur toute sa durée. D'après l'eq.(5.5), la vitesse de déformation sera constante si l'onde réfléchie possède une amplitude constante, ce qui impose une onde de chargement ayant un profil identique à l'onde transmise. Ceci peut être réalisé en utilisant la technique du conditionnement d'onde, ou pulse shaping, introduite par DUFFY [85] qui consiste à insérer entre le projectile et la barre incidente une pastille (pulse shaper) - FIGURE 5.15 - qui va modeler le profil de l'onde incidente à l'impact. Néanmoins, étant donné que la réponse de l'ALSi-PE sous sollicitation est inconnue à ce stade, il est nécessaire dans un premier temps de réaliser des essais sans pulse shaper afin d'obtenir des données sur son comportement et sur le profil de l'onde transmise. La définition de la géométrie et du matériau du pulse shaper est alors possible en procédant à de nombreux essais de manière empirique et itérative.

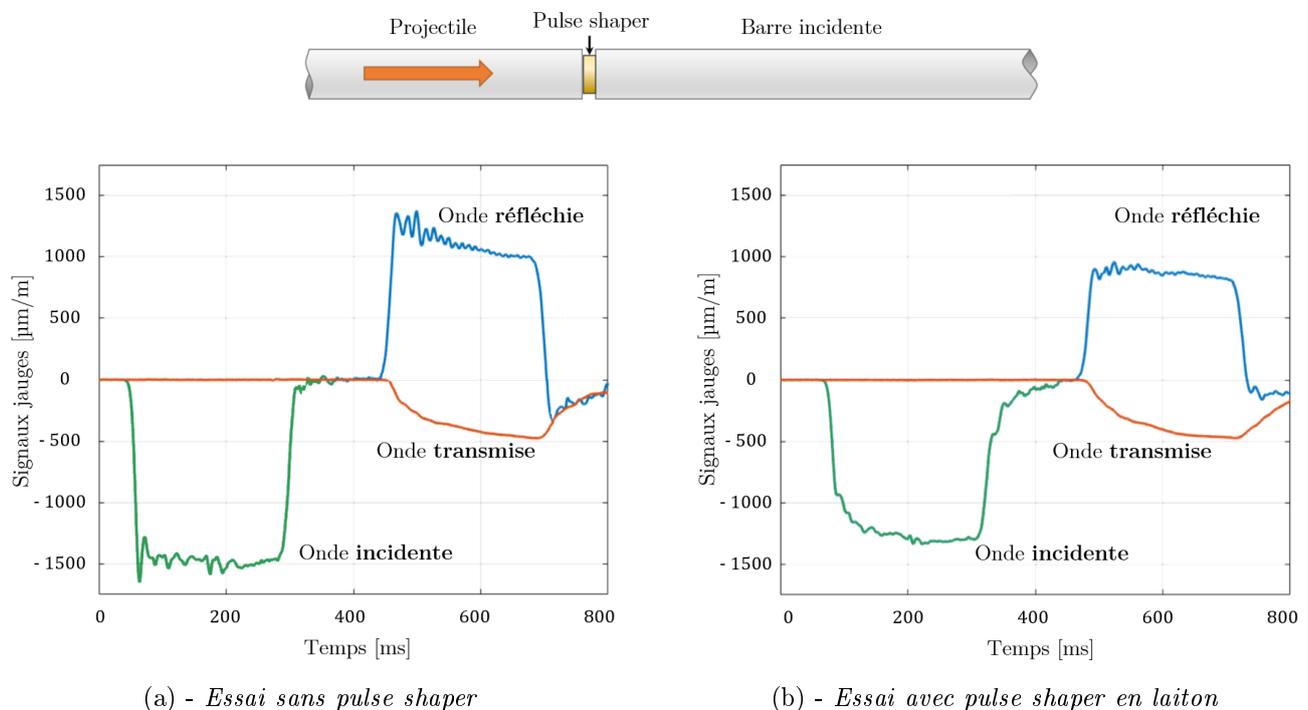


FIGURE 5.15 – Essais de calibration d'un ALSi-PE ;  $V = 13 \text{ m s}^{-1}$  -  $\dot{\epsilon} = 1000 \text{ s}^{-1}$

Afin de limiter le nombre d'essais de calibration, des simulations ont été réalisées sous Abaqus®. Elles s'appuient sur la reproduction du comportement de l'ALSi-PE issu d'un essai préliminaire - FIGURE 5.15(a) - pour une vitesse d'impact  $V = 13 \text{ m s}^{-1}$  et intégré au modèle numérique sous forme d'une table contrainte-déformation. Ces simulations ont abouti à la détermination d'un pulse shaper en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 5 mm. La validation de ce dimensionnement a ensuite été effectué par un essai dont le résultat, visible sur la FIGURE 5.15(b), montre la constance de la vitesse de déformation sur la durée de l'essai tout en reproduisant le comportement initial de l'ALSi-PE.

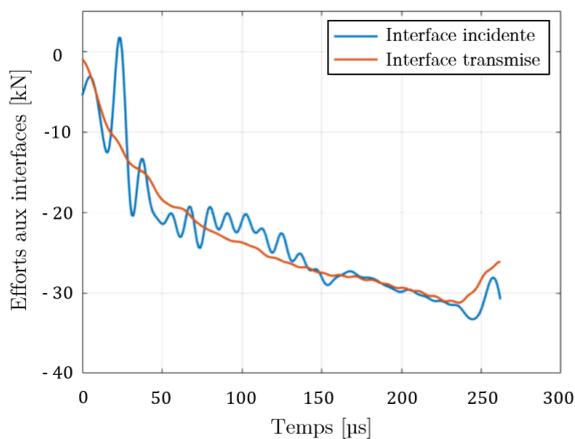
## Équilibre et critère de RAVICHANDRAN

Comme précisé précédemment les équations décrivant la contrainte eq.(5.4), la déformation eq.(5.6) et la vitesse de déformation eq.(5.5) au sein de l'échantillon ne sont valides que si l'hypothèse de

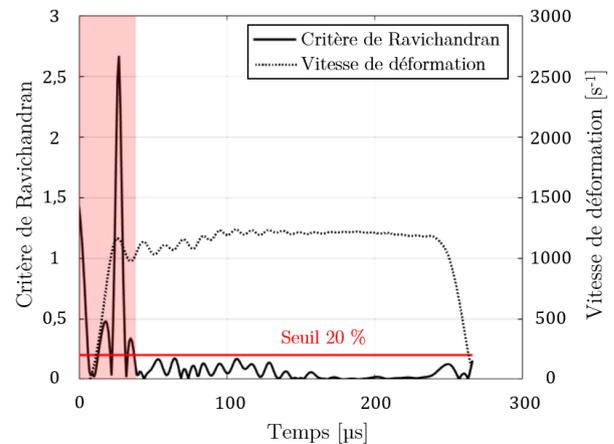
l'équilibre des forces aux interfaces barres/échantillon est admise et que l'échantillon subit alors une déformation homogène supposée. Néanmoins, cette hypothèse n'est pas vérifiée sur toute la durée d'un test. Une mise en équilibre préalable de l'échantillon d'une durée variable (fonction de la nature du matériau testé et des conditions expérimentales) est inévitable. Considérant la microstructure hétérogène et poreuse de l'ALSi-PE, la vitesse de propagation des ondes est relativement faible à l'intérieur de cet abradable, résultant en un temps plus long pour atteindre les conditions d'équilibre dynamique que pour un matériau métallique par exemple. Un critère initialement suggéré par RAVICHANDRAN [86] appliqué à des matériaux céramiques permet d'apprécier de façon non arbitraire l'état d'équilibre des forces aux interfaces barres/échantillon. Il s'exprime suivant la relation :

$$R(t) = \left| \frac{\Delta\sigma(t)}{\sigma_{moy}} \right| = 2 \left| \frac{\sigma_2(t) - \sigma_1(t)}{\sigma_2(t) + \sigma_1(t)} \right| \quad (5.8)$$

Certains auteurs comme ZENCKER [87] considèrent un seuil à 5% comme suffisant et acceptable pour les matériaux métalliques. En ce qui concerne l'ALSi-PE et pour les raisons mentionnées plus haut, nous considérerons l'état d'équilibre atteint lorsque le critère  $R(t)$  se situera sous une limite inférieure à 20% - FIGURE 5.8 - proche des valeurs admises par SONG [88] ou encore LI [89] lors d'études sur des matériaux composites ou différents types de mousses. À noter que d'un point de vue pratique, l'utilisation d'une bande passante élevée pour les mesures des déformations résulte en des oscillations hautes fréquences des signaux enregistrés qui peuvent pénaliser l'évaluation du critère d'équilibre. Ainsi, de façon à traiter tous les essais de façon équivalente, un filtre passe bas à 100 kHz a été appliqué à tous les enregistrements.



(a) - Efforts aux interfaces échantillon/barre



(b) - Critère de Ravichandran

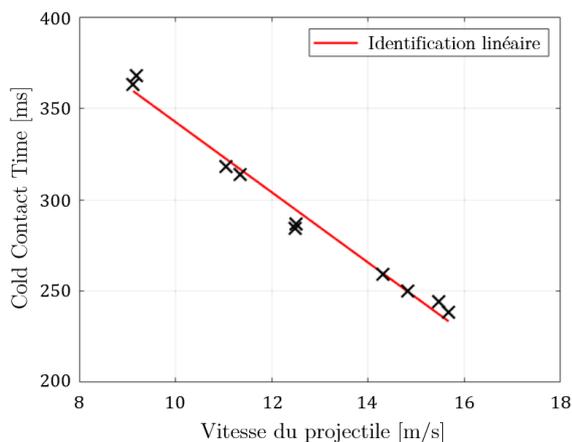
FIGURE 5.16 – Analyse de l'état d'équilibre de l'échantillon ALSi-PE ;  $V = 13 \text{ m s}^{-1}$  -  $\dot{\varphi} = 1000 \text{ s}^{-1}$

### CCT et effort de serrage

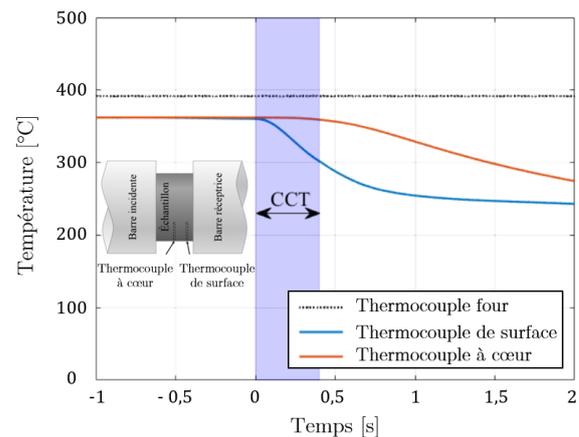
Pour les essais en température (jusqu'à  $350^\circ\text{C}$ ), les échantillons sont chauffés à l'aide d'un four tubulaire externe afin de minimiser le réchauffement des barres qui entraînerait une diminution de leurs propriétés mécaniques et affecterait la propagation des ondes élastiques. Une procédure automatique, utilisant des pinces robotisées, permet d'extraire l'échantillon du four et de le placer le plus rapidement possible entre les barres avant le déclenchement du tir. Le temps de contact à froid ou CCT définit le

temps écoulé entre la mise en contact de l'échantillon avec les barres et le début de sa compression. Sa connaissance est primordiale, l'échantillon chauffé refroidissant rapidement avant sollicitation en raison de la conduction thermique avec les barres à température ambiante. Le CCT est ainsi principalement défini par le temps nécessaire à l'automate du banc expérimental pour déclencher le tir du projectile associé au temps de parcours du projectile dans le tube lanceur (la durée de propagation des ondes élastiques dans la barre incidente à  $5700 \text{ km s}^{-1}$  étant négligeable). Plusieurs essais ont permis de définir un CCT variant linéairement avec la vitesse du projectile tel que montré sur la FIGURE 5.17(a).

De plus, le contact de l'échantillon avec les barres froides conduit à une hétérogénéité de la température au sein de l'échantillon qu'il faut quantifier. Afin de déterminer l'amplitude du refroidissement et les écarts de température au sein de l'échantillon, deux thermocouples de type K et de diamètre 0,5 mm ont été insérés dans deux perçages de 3 mm réalisés dans un échantillon de diamètre 15 mm. Un thermocouple a été inséré au cœur de l'échantillon et le second à 1 mm de la surface, tel que décrit sur la FIGURE 5.17(b). Une fois la procédure automatique aboutie, les mesures montrent que pour un CCT maximum de 400 ms la température à cœur n'a pas évolué de manière significative contrairement à la température mesurée près de la surface, beaucoup plus impactée par le contact et en diminution de 16%. Néanmoins, ces divergences peuvent être considérées comme mineures dans une première approche et pour les campagnes à venir, la température au cœur sera prise comme référence pour la température de l'essai.



(a) - Évolution du CCT avec la vitesse de tir



(b) - Mesure du refroidissement d'un échantillon à  $360^\circ\text{C}$  en contact avec les barres

FIGURE 5.17 – Analyse du CCT et du refroidissement des échantillons

Lors de la procédure d'essai automatisée en température, les barres incidente et de transmission sont actionnées par des vérins pneumatiques et appliquent un effort de compression lors de la mise en contact avec l'échantillon. Cet effort a été mesuré au moyen d'un capteur uni-axial *Kystler M221B03 SN 747*. La FIGURE 5.18 montre une série rapidement décroissante de pics successifs dont l'intensité maximum atteint 2 kN. En supposant cet effort uniformément réparti sur la surface de l'échantillon, les contraintes de compression maximales induites sont de 11 et de 25 MPa pour des diamètres d'éprouvettes de 15 et 10 mm respectivement. Après cette phase transitoire d'une durée de 100 ms bien inférieure au CCT, une phase stationnaire est atteinte avec un effort de serrage constant de 70 N et correspondant pour les deux géométries à une contrainte de compression inférieure à 1 MPa.

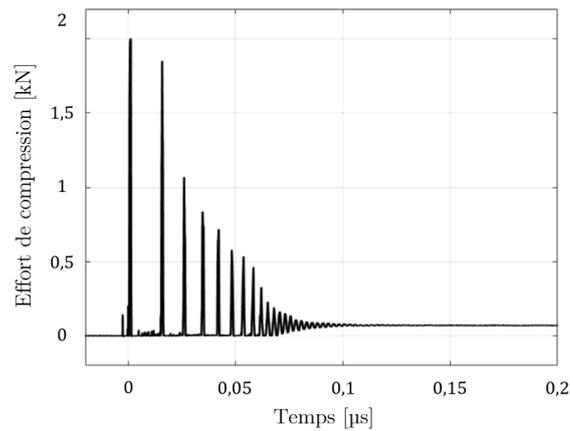


FIGURE 5.18 – Mesure des efforts de serrage des barres

Des analyses post-mortem ne révélant aucune incidence sur la microstructure ou une éventuelle densification des éprouvettes suite à cette opération, ce dernier point valide ainsi la procédure d'essais des matériaux abrasables AlSi-PE sur barres d'Hopkinson [90]<sup>15</sup>. En résumé :

- des éprouvettes cylindriques, compatibles avec des essais de caractérisation mécanique classiques, sont extraites par étapes successives d'usinage de plaques d'une épaisseur brute de revêtement abrasable minimale de 10 mm
- une procédure définie sur la base de l'évolution du niveau de porosité d'un échantillon a permis d'identifier un VER 7500 plus petit que le volume des plus petits échantillons utilisés
- un banc d'Hopkinson équipé de barres en Inconel 718 pour les essais en température a montré sa capacité, lors d'essais de validation, à caractériser le comportement de l'AlSi-PE
- tenant compte des critères liés au processus de fabrication et au VER décrits précédemment deux géométries d'éprouvettes cylindriques de diamètres respectifs 15 mm et 10 mm compatibles avec le moyen d'essai et d'épaisseurs respectant un ratio  $\frac{L}{D} = 0.5$  ont été définies, autorisant des vitesses de déformation de  $1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  et  $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  représentatives des conditions recherchées
- des pulse shaper en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 5 mm seront utilisés afin de générer des essais à vitesse de déformation constante
- le critère de Ravichandran sera utilisé avec un seuil de 20% afin de définir la portion de validité de l'essai à l'équilibre dynamique
- consécutivement à l'automatisation de la procédure des essais en température, un temps de contact à froid (CCT) de 400 ms aux interfaces échantillon/barres a été mesuré aboutissant à une chute maximale de température de moins de 1% au cœur de l'échantillon (16% aux surfaces en contact)
- le système de serrage automatique des barres n'a aucune incidence sur l'intégrité de l'échantillon testé.

15. Experimental investigation of the mechanical behavior of an AlSi-PE abrasable coating at high strain rates for a large range of temperatures"; Journal of Dynamic Behavior of Materials; Skiba S., Faure L., Philippon S., Papisidero J. - 2020

### 5.3.3 Campagnes expérimentales

La robustesse de la procédure expérimentale ayant été établie, différentes campagnes d'essais ont été entreprises afin de définir le comportement de l'ALSi-PE dans les conditions représentatives telles que définies à la section 5.1.2. Ce protocole expérimental est appliqué à des éprouvettes extraites d'un revêtement abrasable ALSi-PE selon la méthode détaillée à la section 5.3.1. Néanmoins, avant d'envisager une quelconque exploitation des résultats de toute campagne expérimentale, il est nécessaire de valider la répétabilité des essais réalisés dans des conditions de chargement identiques. La FIGURE 5.19 montre les signaux des barres issus d'une série de tests réalisés à température ambiante, à une vitesse de déformation de  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$  (longueur de projectile de 600 mm). Malgré la nature poreuse et hétérogène du matériau, les essais attestent un comportement des échantillons globalement répétable, résultat qui peut être attribué aux précautions expérimentales mises en œuvre. L'amplitude de l'onde réfléchie (vitesse de déformation), quasi constante malgré quelques déviations dues aux incertitudes expérimentales, entérine l'efficacité du conditionnement d'onde.

Des essais de calibration en température, s'échelonnant de  $T = 60^\circ\text{C}$  à  $T = 360^\circ\text{C}$  ont également été entrepris, avec pour objectif de déterminer la vitesse du projectile associée à chaque température, de sorte que l'amplitude de l'onde incidente soit la même pour les différentes températures et corresponde à une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$ . Le résultat est visible à la FIGURE 5.20.

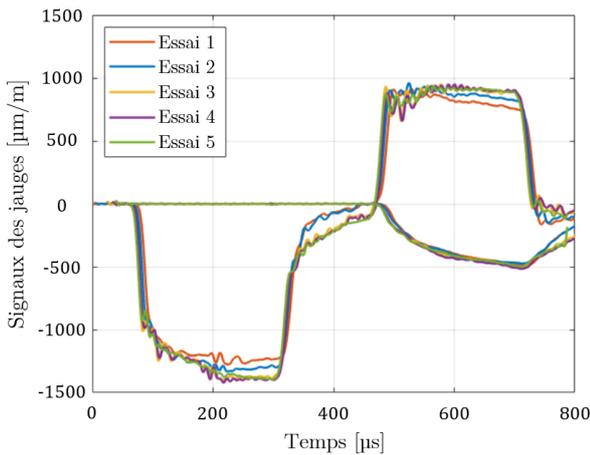


FIGURE 5.19 – Essais de répétabilité sur abrasable ALSi-PE ;  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$  -  $T = 25^\circ\text{C}$

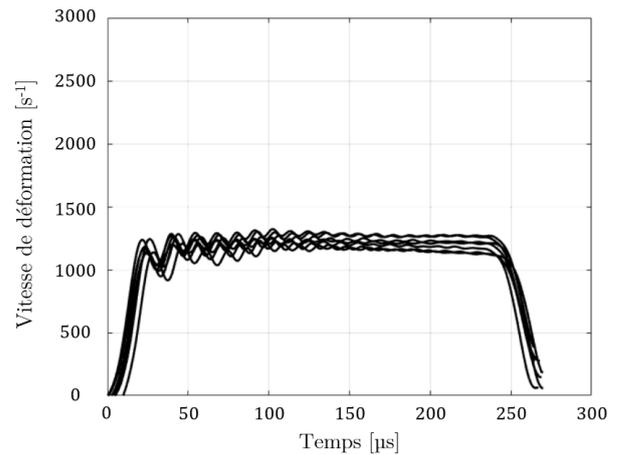


FIGURE 5.20 – Vitesses de déformation des essais en température ;  $T = 60^\circ\text{C}$  à  $T = 360^\circ\text{C}$

La sensibilité à la température dans des conditions de chargement quasi-statique à  $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  est présentée FIGURE 5.21. Il apparaît assez clairement que la température modifie le comportement de l'abrasable ALSi-PE, en diminuant dans un premier temps radicalement le niveau de contrainte maximale ainsi que le niveau de déformation à rupture. La perte d'intégrité apparaît pour une déformation inférieure à 20%.

La FIGURE 5.22 montre la sensibilité à la température dans des conditions de chargement dynamique à  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$ . La section pointillée de chaque courbe correspond à la partie de l'essai définie à l'état de non-équilibre suivant le critère de Ravichandran. À l'instar des conditions quasi-statiques, un fort adoucissement thermique est observé, les contraintes d'écoulement diminuent rapidement avec l'augmentation de la température, se traduisant par un niveau de contrainte à  $T = 360^\circ\text{C}$  environ cinq fois inférieur au niveau observé à la température ambiante.

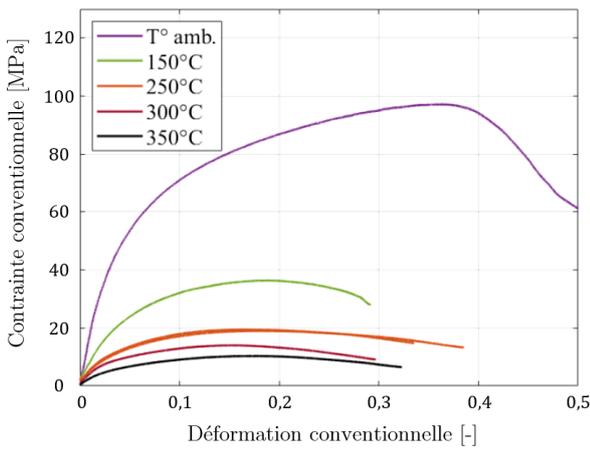


FIGURE 5.21 – Sensibilité à la température en condition quasi-statique -  $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

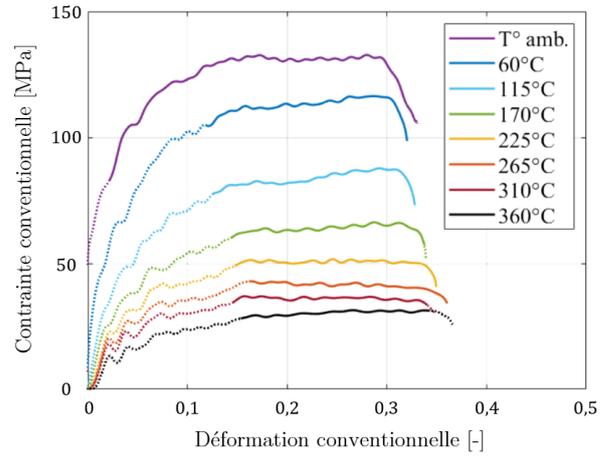
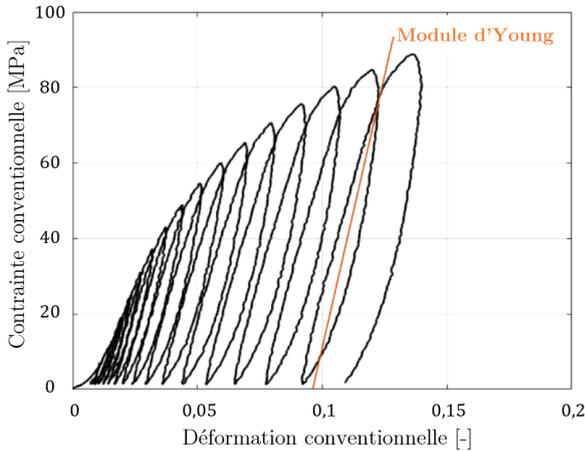
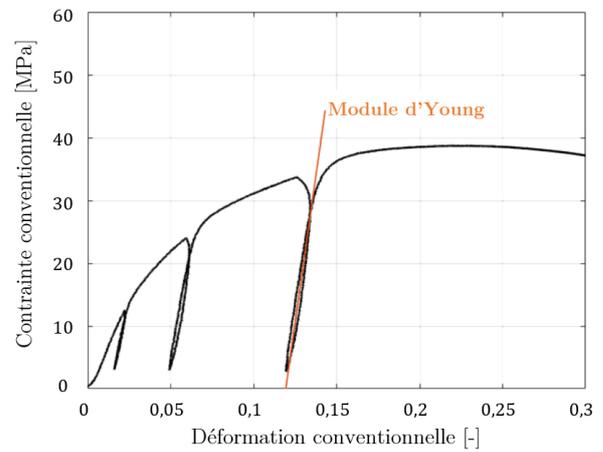


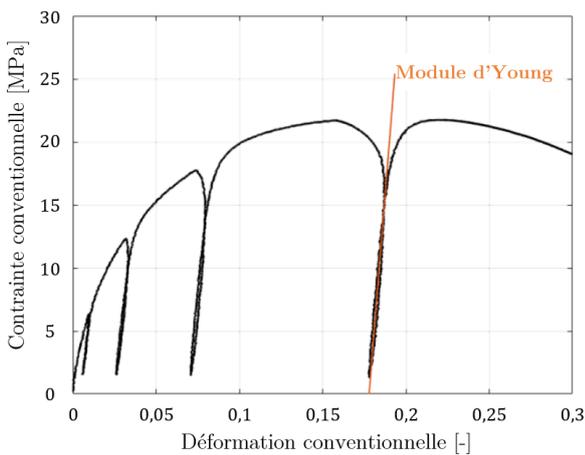
FIGURE 5.22 – Sensibilité à la température en conditions dynamiques -  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$



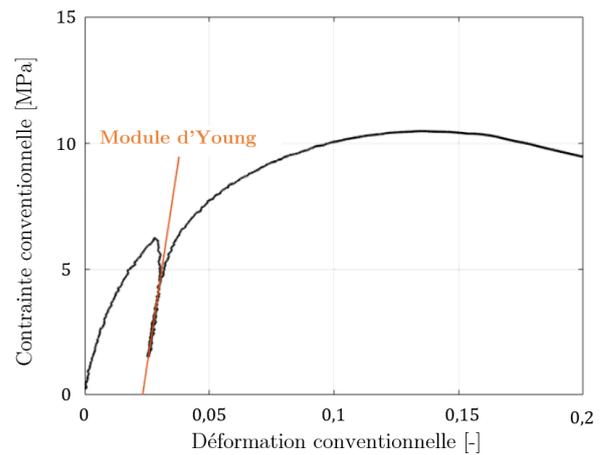
(a) -  $T = 25^\circ \text{C}$



(b) -  $T = 150^\circ \text{C}$



(c) -  $T = 250^\circ \text{C}$



(d) -  $T = 350^\circ \text{C}$

FIGURE 5.23 – Essais quasi-statique cycliques de compression à différentes températures

D'une façon générale, la contrainte maximale supportée par l'abrasable augmente avec la vitesse de déformation et diminue avec l'augmentation de la température. Les essais réalisés à  $1200 \text{ s}^{-1}$  n'ont

jamais conduit à la rupture et ont montré une résistance à la compression plus élevée que lors du chargement quasi-statique sur toute la gamme de températures étudiées et un adoucissement thermique significatif du matériau est observé dans les deux cas. Il est intéressant de noter que les essais quasi-statiques en température ont abouti à une déformation plus faible à rupture avec l'augmentation de la température, ce qui n'est pas un comportement typique observé dans la littérature pour d'autres types d'abradables. Cela peut s'expliquer par le fait que 12% de l'ALSi-PE est constitué de polyester, source de changements radicaux de son comportement lors d'essais d'abradabilité à des températures comprises entre 125 et 180 °C, MARTINET [91].

Pour terminer les essais de caractérisation, des essais de compression cycliques quasi-statique ont également été réalisés sur des échantillons, pour quatre températures distinctes allant de la température ambiante à 350 °C, ceci afin d'analyser le comportement élastique apparent du matériau. Les résultats sont visibles sur les FIGURE 5.23(a) à FIGURE 5.23-(d). Ces essais permettent de mettre en évidence qu'à température donnée, la pente des cycles n'évolue pas avec la déformation et que par conséquent le comportement élastique macroscopique de l'abradable ALSi-PE est indépendant du niveau de déformation. Néanmoins, comme attendu, la pente de ces cycles diminue avec l'augmentation de la température, indiquant que le comportement élastique est sensible à la température. Le module de Young de l'abradable est estimé par la pente moyenne calculée sur chaque cycle de chargement/déchargement résultant en une dépendance linéaire du module de Young avec la température tel qu'illustré à la FIGURE 5.24. Les valeurs de ce module sont mentionnées à la table 5.1.

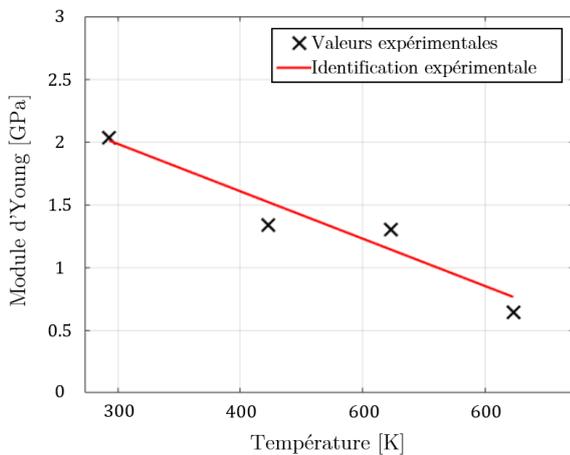


FIGURE 5.24 – Évolution du module de Young en fonction de la température

Température [°C]	Module d'Young [MPa]
20	2030
150	1340
250	1300
350	638

TABLE 5.1 – Modules de Young issus des essais de compression cyclique quasi statique

### 5.3.4 Identification des lois de comportement

#### Stratégie

Un programme interne a été développé afin d'identifier un modèle analytique basé sur une caractérisation expérimentale. Les paramètres d'une loi constitutive donnée ont été identifiés au moyen d'un algorithme d'optimisation sous Mathematica®. En utilisant la méthode des moindres carrés, cet algorithme vise à minimiser les résidus par itérations successives entre les données expérimentales et les valeurs d'un ensemble de paramètres définissant la loi de comportement. Cette approche phénoménologique permet d'obtenir une meilleure corrélation entre les données expérimentales et la modélisation sur l'ensemble des gammes de vitesses de déformation et de températures étudiées.

Afin d'identifier la loi de comportement, une zone dite "utile" est extraite de la courbe contrainte-déformation expérimentale. Cette dernière est définie principalement pour les essais dynamiques par l'exclusion de la portion après rupture, mais également de la portion hors équilibre se référant au critère de Ravichandran. Dans le cas des essais quasi-statiques, la totalité de l'évolution de la contrainte-déformation jusqu'à rupture de l'échantillon est prise en compte. Le résidu  $r$  est défini par l'éq.(5.9), où  $\sigma_i(\varepsilon_p)^{exp}$  et  $\sigma_i(\varepsilon_p)^{mod}$  représentent l'évolution de la contrainte sous déformation plastique obtenue expérimentalement et décrite par la loi de comportement respectivement.

$$r = \left[ \sigma_i(\varepsilon_p)^{exp} - \sigma_i(\varepsilon_p)^{mod} \right]^2 \quad (5.9)$$

L'algorithme renvoie alors un jeu de paramètres identifiant au mieux les données de la campagne expérimentale à travers la formulation de loi proposée en entrée. Une erreur moyenne d'approximation,  $\bar{\delta}$ , eq.(5.10) est finalement calculée :

$$\bar{\delta} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{|\sigma_i(\varepsilon_p)^{exp} - \sigma_i(\varepsilon_p)^{mod}|}{|\sigma_i(\varepsilon_p)^{exp}|} \cdot 100 \quad (5.10)$$

avec  $n$  le nombre total de points de données, quantifiant l'aptitude de la loi de comportement à modéliser les résultats expérimentaux.

### Vers une première modélisation - Loi bilinéaire

Nous rappelons qu'à l'issue de cette première phase d'études, le but recherché consiste à identifier les paramètres de la loi de comportement thermomécanique du revêtement abrasable basée sur une formulation bilinéaire utilisée dans le modèle de simulation du contact aube/abrasable COROS [74].

Pour rappel, tel que présenté à la section 5.1.2 de ce manuscrit, LEGRAND [70] proposent initialement une formulation simple sans dépendance, une loi bilinéaire élasto-plastique eq.(5.11) représentée à la FIGURE 5.25 ne prenant en compte aucune sensibilité, que ce soit à la vitesse de déformation ou à la température.

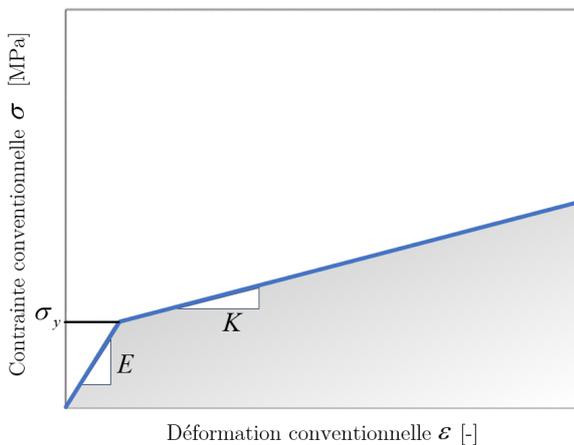


FIGURE 5.25 – Modèle bilinéaire

$$\begin{aligned} \text{Si : } \varepsilon \ll (\sigma_y/E) \\ \sigma = E \cdot \varepsilon_p \quad (a) \end{aligned} \quad (5.11)$$

$$\text{Sinon : } \sigma = \sigma_y + K \cdot \varepsilon_p \quad (b)$$

$$\text{avec : } \varepsilon_p = \varepsilon - \frac{\sigma_y}{E}$$

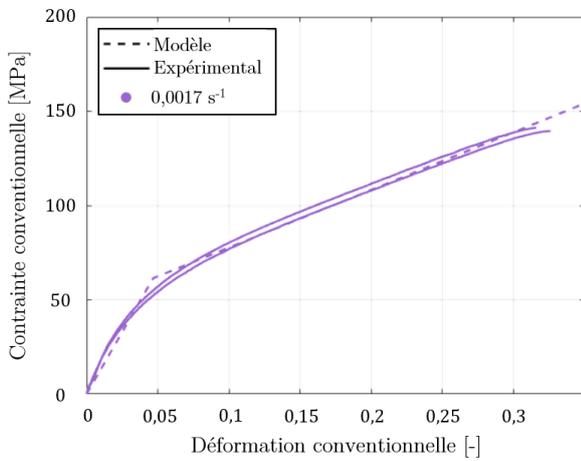
$\sigma_y$  : limite d'élasticité [MPa]

$E$  : module d'élasticité [MPa]

$K$  : module de plasticité [MPa]

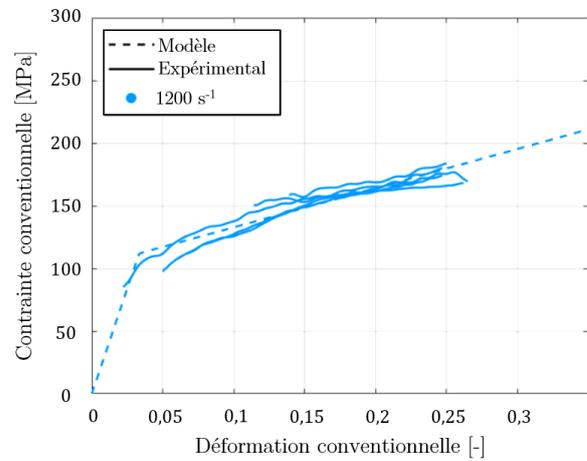
Les paramètres en couleur correspondent aux paramètres matériaux à identifier. L'éq.(5.11-a) est basée sur la formulation linéaire de Hook de la contrainte dans un domaine élastique, traduisant le com-

portement élastique théorique de l'AlSi-PE. Au-delà d'une valeur de déformation correspondant à la limite d'élasticité  $\sigma_y$ , le comportement plastique du matériau est déterminé par une seconde formulation linéaire de la contrainte d'écoulement. Même si ce modèle s'avère incapable de traduire correctement le comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE dans son ensemble, il est néanmoins très convenable afin de décrire l'évolution contrainte-déformation pour une vitesse et une température données. Comme il est montré à la FIGURE 5.26 et à la FIGURE 5.27, cette formulation est particulièrement bien adaptée à la description du comportement de l'AlSi-PE dans le cadre d'essais en conditions quasi statique. La corrélation avec les signaux issus des essais dynamiques étant limitée à la partie tronquée selon le critère d'équilibre de Ravichandran  $R(t)$  défini précédemment. Néanmoins, les faibles valeurs de l'erreur de correspondance modèle/expérimental définie par l'eq.(5.10) et calculée à 4,34% et 3,54% pour les essais quasi-statiques et dynamiques respectivement, indiquent qu'une évolution bilinéaire est adaptée pour modéliser le comportement en compression de l'abradable AlSi-PE.



$E$ [GPa]	$K$ [MPa]	$\sigma_y$ [MPa]
1,32	306	61,4

FIGURE 5.26 – Comparaison modèle vs expérimental pour les essais quasi statiques  
 $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  -  $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$



$E$ [GPa]	$K$ [MPa]	$\sigma_y$ [MPa]
3,36	313	119

FIGURE 5.27 – Comparaison modèle vs expérimental pour les essais dynamiques  
 $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$  -  $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$

Dans la continuité de cette démarche d'identification, la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation a été prise en compte dans un second temps, suivant le modèle bilinéaire élasto-viscoplastique proposé par BATAILLY [71]. Celui-ci reprend le modèle précédent, mais en y ajoutant une dépendance à la vitesse de déformation suivant le schéma décrit par l'eq.(5.12),  $\dot{\epsilon}_0$  correspondant à la vitesse de déformation de référence, soit :  $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . La dépendance linéaire de ce modèle ne permet néanmoins pas de reproduire fidèlement l'augmentation de la contrainte avec la vitesse de déformation observée expérimentalement, tel qu'on peut le voir - FIGURE 5.28 -.

SKIBA [92] propose de reprendre le modèle existant, en remplaçant la dépendance linéaire par une dépendance logarithmique et décrite par l'eq.(5.13). Cette nouvelle formulation modélise plus fidèlement le comportement à température ambiante pour des vitesses de déformation s'échelonnant de  $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  à  $2,2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  - FIGURE 5.29 - avec une erreur calculée à 5,93%. Cependant, étant donné que les données expérimentales telles que le module de Young  $E$  ou le module de

plasticité  $K$ , présentent des dépendances notables à la température, ce modèle, en n'en tenant toujours pas compte ne permet pas une modélisation complète du comportement de l'ALSi-PE en compression.

$$\text{Si : } \varepsilon \ll \left( \sigma_y + \eta \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) / E$$

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (5.12)$$

$$\text{Si : } \varepsilon \ll \left( \sigma_y + \eta \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) / E$$

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (5.13)$$

$$\text{Sinon : } \sigma = \sigma_y + \eta \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) + K \cdot \varepsilon_p$$

Modèle de BATAILLY [71]

$$\text{Sinon : } \sigma = \sigma_y + \eta \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) + K \cdot \varepsilon_p$$

Modèle de SKIBA [92]

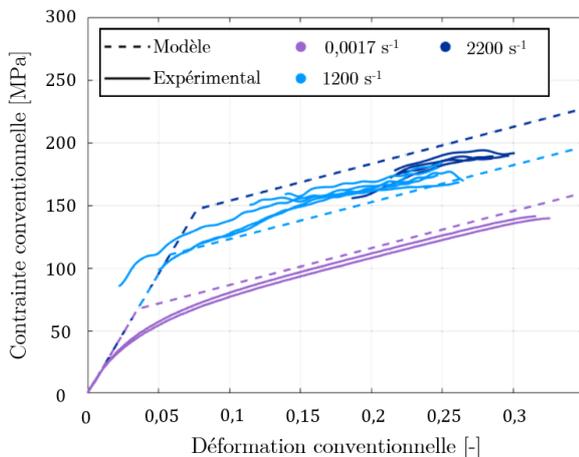
$\sigma_y$  : limite d'élasticité [MPa]

$E$  : module d'élasticité [MPa]

$K$  : module de plasticité [MPa]

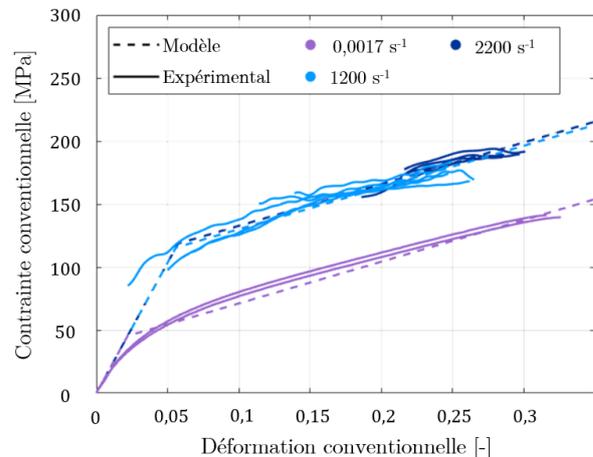
$\dot{\varepsilon}_0$  : vitesse de déformation de référence [ $s^{-1}$ ]

$\eta$  : paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation [MPa]



$E$ [GPa]	$K$ [MPa]	$\sigma_y$ [MPa]	$\eta$ [MPa]	$\dot{\varepsilon}_0$ [ $s^{-1}$ ]
1,90	295	67,3	61,5	$1,7 \cdot 10^{-3}$

FIGURE 5.28 – Comparaison modèle vs expérimental pour les essais à température ambiante - Sensibilité à la vitesse de déformation linéaire



$E$ [GPa]	$K$ [MPa]	$\sigma_y$ [MPa]	$\eta$ [MPa]	$\dot{\varepsilon}_0$ [ $s^{-1}$ ]
2,07	331	45,4	$52,1 \cdot 10^6$	$1,7 \cdot 10^{-3}$

FIGURE 5.29 – Comparaison modèle vs expérimental pour les essais à température ambiante - Sensibilité à la vitesse de déformation logarithmique

Suivant la stratégie à celle adoptée au préalable, afin de proposer une formulation bilinéaire modélisant le comportement thermomécanique en compression de l'ALSi-PE dans son ensemble, une nouvelle formulation de type bilinéaire est définie, eq.(5.14). Celle-ci se base sur les lois précédemment établies. Au regard des allures de la décroissance des évolutions contrainte-déformation pour les essais en

température - FIGURE 5.21 -, - FIGURE 5.22 -, une dépendance de type puissance est proposée [93]<sup>16</sup>.

$$\text{Si : } \varepsilon \ll \frac{\sigma_y(\dot{\varepsilon})}{E(T)} \implies \sigma = E(T) \cdot \varepsilon \quad (a)$$

$$\text{Sinon : } \sigma = \sigma_y(\dot{\varepsilon}) + K(T) \cdot \varepsilon_p$$

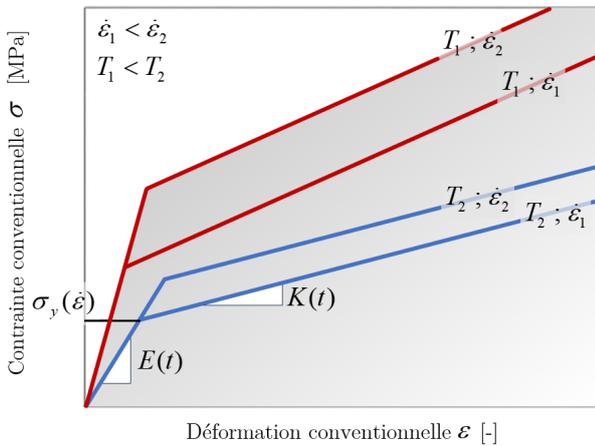
$$\text{où : } \sigma_y(\dot{\varepsilon}) = \sigma_{y,0} + \eta \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \quad (b)$$

(5.14)

$$E(T) = E_0 \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_t - T_0} \right)^m \right] \quad (c)$$

$$K(T) = K_0 \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_t - T_0} \right)^m \right] \quad (d)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (e)$$



$\sigma_y$ :	limite d'élasticité	[MPa]
$E_0$ :	module d'élasticité	[MPa]
$K_0$ :	module de plasticité	[MPa]
$\eta$ :	sensibilité à la vitesse de déformation	[MPa]
$m$ :	sensibilité à la température	[-]
$T_t$ :	température de transition	[°C]

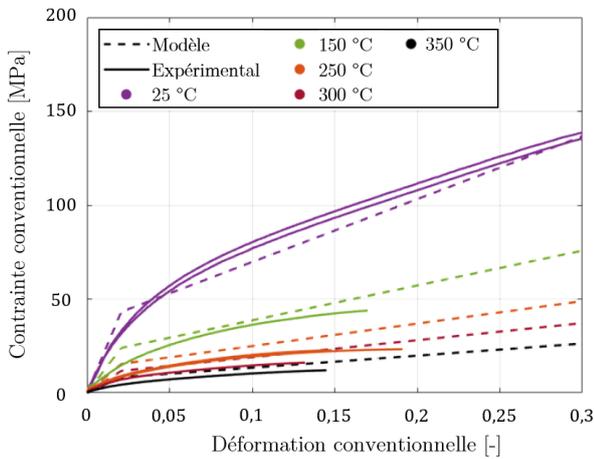
FIGURE 5.30 – Modèle bilinéaire avec la prise en compte des sensibilités à la vitesse de déformation et à la température

TABLE 5.2 – Table des paramètres de la formulation thermoélastoviscoplastique.

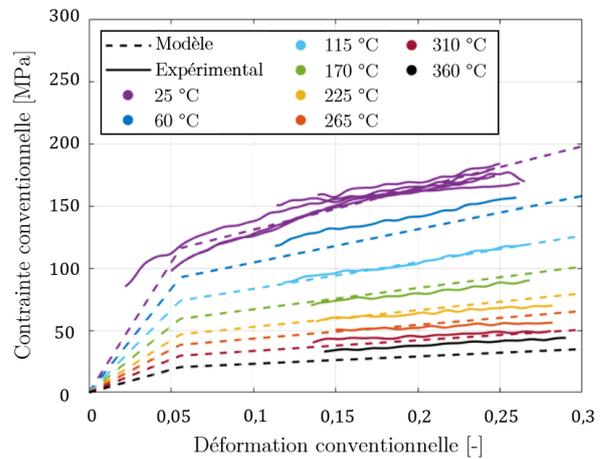
Les paramètres  $\sigma_y$ ,  $E_0$ ,  $K_0$ ,  $\eta$ ,  $m$ ,  $T_t$  sont des constantes, les quantités  $\dot{\varepsilon}_0$  et  $T_0$  sont égales à  $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et  $25^\circ\text{C}$  respectivement. L'eq.(5.14-a) basée sur la formulation linéaire de Hook de la contrainte traduit le comportement élastique de l'ALSi-PE. Au-delà d'une valeur de déformation correspondant à la limite d'élasticité, le comportement plastique du matériau est déterminé par une seconde formulation linéaire de la contrainte d'écoulement. Considérant les résultats expérimentaux déjà évoqués, un paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation  $\eta$  a été attribué à une expression

16. "Thermoelastoviscoplastic Bilinear Compressive Constitutive Law of an ALSi-PE Abradable Material Based on Experimental Investigations"; Journal of Dynamic Behavior of Materials; Skiba S., Chevrier B., Faure, L., Philippon S. - 2021

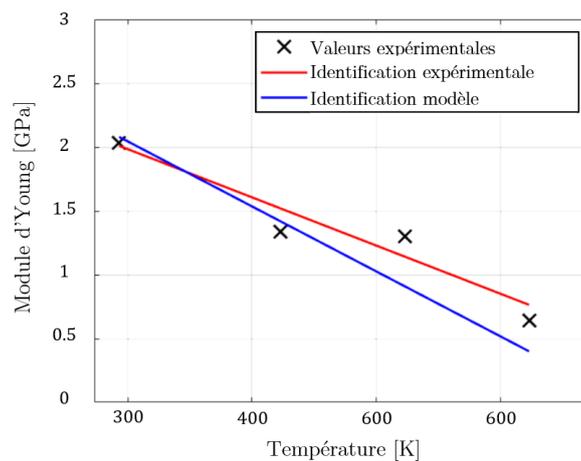
logarithmique de la limite d'élasticité eq.(5.14-b). De plus, un paramètre de sensibilité à la température  $m$  a été attribué aux expressions du module élastique  $E$  et du module plastique  $K$  dans les eq.(5.14-c) et eq.(5.14-d) respectivement. Cette formulation est similaire au terme de sensibilité à la température que l'on retrouve dans la loi de Johnson-Cook [94] et dans laquelle la température de fusion  $T_f$  du matériau est couramment utilisé. Cependant, cette température de fusion est difficile à déterminer pour des matériaux hétérogènes tels que les revêtements abrasables. En lieu et place, une température de transition  $T_t$  est alors utilisée. Celle-ci n'étant pas connue, elle est considérée à l'instar des autres paramètres comme une variable à quantifier par le programme d'identification, en étant définie comme la température à partir de laquelle le matériau se déforme pour une contrainte nulle. Ainsi, la température de transition  $T_t$  est identifiée à 483 °C soit environ 100 °C supérieure à la température d'utilisation maximale recommandée. Pour terminer, la déformation plastique  $\varepsilon_p$  correspond à la déformation totale  $\varepsilon$  moins la déformation élastique  $\varepsilon_e$ , eq.(5.14-e). Une illustration de cette loi constitutive proposée en fonction de quatre ensembles théoriques de taux de déformation et de températures est illustrée à la FIGURE 5.30.



(a) - Essais quasi statiques -  $\dot{\varepsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$



(b) - Essais dynamiques -  $\dot{\varepsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$



(c) - Évolution du module d'Young avec la température

FIGURE 5.31 – Confrontation modélisation vs résultats expérimentaux ALSi-PE

$E$ [GPa]	$K$ [MPa]	$\sigma_y$ [MPa]	$\eta$ [MPa]	$\dot{\epsilon}_0$ [s <sup>-1</sup> ]	$T_0$ [°C]	$T_i$ [°C]	$m$ [-]
2,08	335	43,1	5.4E6	1.7E-3	25	483	0,623

TABLE 5.3 – Paramètres de la loi bi-linéaire ALSi-PE

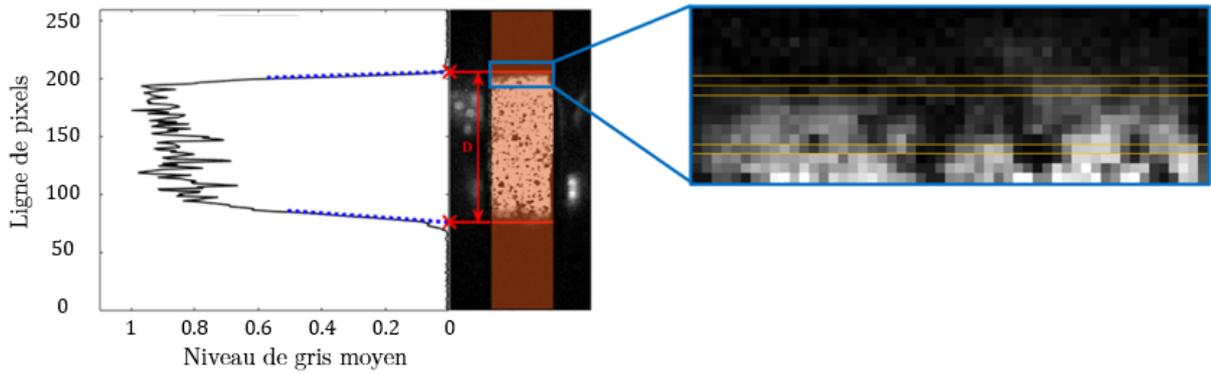
Les FIGURE 5.31(a) et FIGURE 5.31(b) présentent la loi de comportement en compression identifiée à l'aide de l'outil développé en interne confrontées aux données expérimentales pour les essais en température réalisées en température entre 25 et 360 °C et pour des vitesses de déformation variant entre  $1,7 \times 10^{-3}$  et  $1200 \text{ s}^{-1}$ . La formulation logarithmique de la limite d'élasticité ayant été validée précédemment, les résultats montrent que cette formulation thermoélastoviscoplastique est en bon accord avec les données expérimentales. L'erreur relative entre les résultats expérimentaux et la modélisation a été estimée à 10,67%. Cependant, à ce stade, on peut noter un décalage perceptible entre les données expérimentales et la modélisation pour l'essai réalisé à  $1200 \text{ s}^{-1}$  et à 360 °C. Cela pourrait s'expliquer par une sensibilité croisée entre la vitesse de déformation et la température (au travers de l'évolution du paramètre  $\eta$  avec la température), qui n'a pas été prise en compte dans cette modélisation.

À noter que les essais de compression cycliques, présentés à la section 5.3.3 n'ont pas été utilisés comme données d'entrée de l'outil d'identification. L'évolution du module de Young avec l'augmentation de la température a été évaluée à partir de la modélisation. En conséquence, la détermination de la variation de ce paramètre permet également d'estimer la pertinence du modèle de comportement utilisé. La FIGURE 5.31(c) montre la corrélation entre la prédiction du modèle et les valeurs expérimentales déduites précédemment des essais de compression cyclique quasi-statique - FIGURE 5.23 -. À température ambiante, les modules de Young identifiés par les deux méthodes sont très proches. Avec l'augmentation de la température, l'évolution des propriétés élastiques modélisées reste en bon accord avec les données expérimentales. Cette corrélation satisfaisante entre l'évolution du module de Young expérimental et modélisé confirme que la loi de comportement décrit correctement le comportement élastique du revêtement abrasable ALSi-PE. Les paramètres de cette loi sont proposés à la table 5.3.

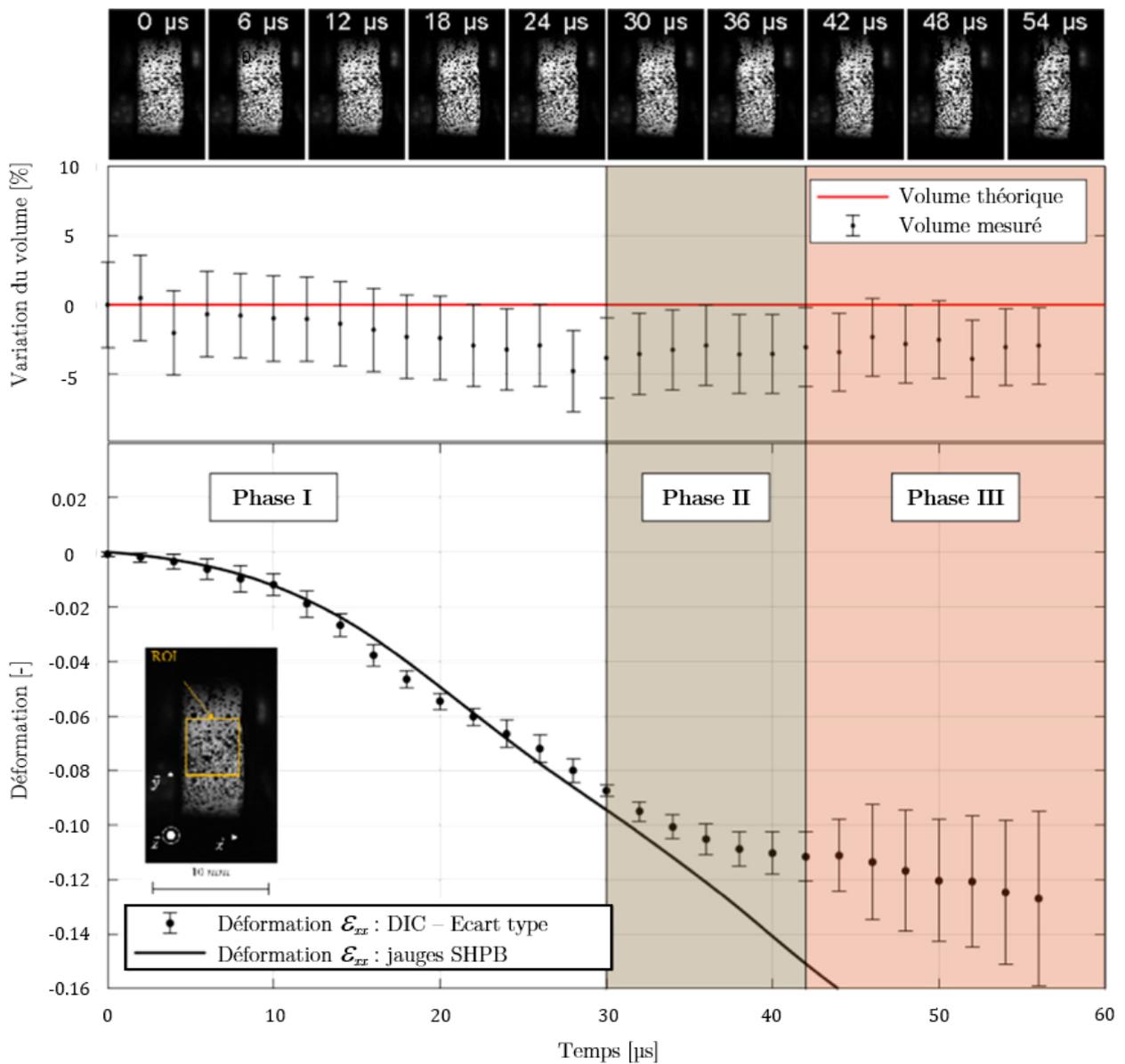
### Loi de Johnson-Cook

Bien que la loi bilinéaire identifiée soit cohérente d'un point de vue qualitatif, cette première tentative de modélisation n'a pas réussi à reproduire avec précision le comportement du matériau abrasable aux plus hautes températures d'un point de vue quantitatif. Dans le but d'améliorer la description du comportement de l'ALSi-PE, l'identification d'une loi de comportement plus usuelle, adoptant un formalisme correspondant aux observations expérimentales nous a semblé dans un second temps une alternative judicieuse [95]<sup>17</sup>. Notre choix s'est porté sur le modèle de Johnson-Cook [94], loi de comportement au formalisme phénoménologique, généralement appliquée aux matériaux métalliques homogènes présentant une sensibilité à l'écroutissage, aux variations de taux de déformation et de température, ce qui est effectivement observé pour l'ALSi-PE. Un choix également motivé par son implémentation fréquente dans les logiciels de modélisation par éléments finis.

17. "Identification of constitutive laws' parameters by means of experimental tests on ALSi-PE abrasable coating"; Materials & Design; Chevrier B., Vincent J., Faure L., Philippon S. - 2022



(a) - Mesure du diamètre de l'échantillon



(b) - Variation du volume et mesure de la déformation  $\epsilon_{xx}$

FIGURE 5.32 – Analyse de l'échantillon par imagerie grande vitesse et analyse CIN

À cette fin, afin de corrélérer les résultats des essais SHPB sur les échantillons abrasables, la déformation et la contrainte issues des résultats expérimentaux doivent être exprimés en tant que valeurs réelles et non plus conventionnelles. La déformation réelle  $\varepsilon_t$  et la contrainte réelle  $\sigma_t$  peuvent être calculées à partir des valeurs conventionnelles à l'aide des relations eq.(5.15) et eq.(5.16) ci-dessous :

$$\varepsilon_t = \ln(1 + \varepsilon) \quad (5.15)$$

$$\sigma_t = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (5.16)$$

Pour ce faire, les échantillons testés doivent être représentatifs du comportement macroscopique du matériau abrasable, ce qui n'est possible que si les deux hypothèses, à savoir une déformation homogène de l'échantillon et la conservation de son volume pendant le premier chargement utile sur les barres sont vérifiées. Pour s'assurer que le comportement observé lors des essais expérimentaux correspond effectivement au comportement macroscopique du revêtement abrasable, une analyse préalable concernant le VER a été réalisée par SKIBA [93] et présentée à la SECTION 5.3.1. La conservation du volume a été vérifiée au moyen de la caméra haute vitesse (*Shimadzu HPV-2*), utilisée à une fréquence de 500 images par seconde afin de quantifier la variation de volume de l'échantillon en cours d'essai. Utilisant une méthode de corrélation d'images numériques CIN, le diamètre de l'échantillon, préalablement recouvert d'un mouchetis, est déterminé à partir des images enregistrées par la caméra à l'aide d'un script Matlab®.

Cette procédure permet de déterminer le diamètre de l'échantillon par analyse des variations des niveaux de gris qui le caractérisent et dont l'intensité peut être décrite par une forme trapézoïdale, comme illustré sur la FIGURE 5.32(a). La localisation des deux intersections des fronts montants et descendants du trapèze (modélisés par deux fonctions linéaires) avec la ligne définissant l'épaisseur de l'échantillon permet d'accéder à la mesure du diamètre de l'échantillon.

En supposant une erreur de deux pixels sur le diamètre et une erreur négligeable sur la mesure de l'épaisseur, l'incertitude sur le volume est proche de 3%. Après analyse, la diminution maximale du volume pendant un essai de compression n'excède pas 6%, diminution imputée à une déformation élastique et une légère densification de l'échantillon, mais soulignant néanmoins une conservation satisfaisante du volume du revêtement abrasable ALSi-PE, FIGURE 5.32(b).

Dans une seconde phase, afin de s'assurer que le champ de déformation de l'échantillon est homogène, des analyses CIN ont également été effectuées à l'aide du logiciel libre Ncorr développé par BLABER [96] sous Matlab®. Une région d'intérêt de forme carrée, située approximativement au milieu de l'échantillon, a été choisie pour effectuer les analyses des déplacements. Les résultats présentés sur la FIGURE 5.32(b) mettent en évidence que le chargement de l'échantillon peut être divisé en trois phases principales. Dans une première phase, la déformation moyenne  $\varepsilon_{xx}$  issue de l'analyse CIN correspond globalement à la déformation  $\varepsilon_{xx}$  mesurée par les jauges de déformation des barres SHPB. L'écart type calculé pour chaque image pendant la période de chargement est relativement constant (avec une dispersion maximale de 6%) permettant de considérer un champ de déformation homogène. Dans une seconde phase, un décalage croissant entre les données SHPB et CIN est observé qui peut s'expliquer potentiellement par des dommages internes survenant dans l'échantillon et qui ne peuvent pas être détectés avec la méthode CIN. La phase trois quant à elle présente une déviation beaucoup plus importante entre les mesures et une augmentation de l'écart type causé par des fissures apparaissant sur

l'ensemble de l'éprouvette.

Par conséquent, malgré la nature poreuse et hétérogène de l'abradable AlSi-PE, cette analyse tend à indiquer que la déformation de l'échantillon est homogène au cours de la première période de chargement avant endommagement et que la modélisation du comportement par Johnson-Cook peut s'appliquer.

La loi de Johnson-Cook est une approche phénoménologique du comportement du matériau et repose sur une formulation non couplée des effets de la vitesse de déformation, de la température et de l'écroutissage sur la contrainte d'écoulement. Elle s'exprime sous la forme :

$$\sigma_T = [A + B\varepsilon_T^n] \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_t - T_0} \right)^m \right] \quad (5.17)$$

- le premier terme  $[A + B\varepsilon_T^n]$  représente la fonction d'écroutissage, pour  $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0$  et  $T = T_0$   $A$  désigne la limite d'élasticité du matériau,  $B$  et  $n$  étant les paramètres d'écroutissage.
- le second terme  $\left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right]$  décrit l'effet de la vitesse de déformation.  $C$  représente la sensibilité de la contrainte à la variation de cette vitesse.
- le troisième terme  $\left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_t - T_0} \right)^m \right]$  décrit l'effet de la température.  $m$  représente la sensibilité de la contrainte à la variation de la température.

$\dot{\varepsilon}_0$  est égal à  $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  correspondant au taux de déformation des essais quasi-statiques,  $T_0$  est égal à  $25^\circ\text{C}$  correspondant à la température la plus basse de toute la campagne expérimentale. Rappelons que le paramètre  $T_t$  décrit à la SECTION précédente désigne la température à laquelle le matériau se déforme plastiquement sans qu'aucune contrainte ne soit appliquée et remplace le paramètre d'origine de température de fusion du matériau  $T_m$ .

Le paramètre  $T$  de l'eq.(5.17) représente la température de l'échantillon au cours du chargement, incluant l'échauffement adiabatique estimé de l'échantillon pour les essais. En effet, il n'est pas possible de réaliser un essai dynamique sans auto-échauffement subi par le matériau qui en découle, qui peut modifier la réponse mécanique de l'échantillon et doit être pris en compte lors de la détermination des paramètres de la loi. Cet échauffement adiabatique résulte de la transformation de l'énergie de déformation plastique en chaleur. La variation de la température de l'échantillon au cours de sa sollicitation peut être exprimée par l'équation suivante :

$$\Delta T = \frac{Q}{m \cdot C_p} = \frac{\beta W}{m \cdot C_p} \quad (5.18)$$

avec :

$\Delta T$  : augmentation de température [K]

$Q$  : énergie calorifique [J]

$\beta$  : coefficient de Taylor-Quinney [-]

$W$  : énergie de déformation plastique [J]

$m$  : masse [kg]

$C_p$  : capacité thermique massique (chaleur spécifique) [ $\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$ ]

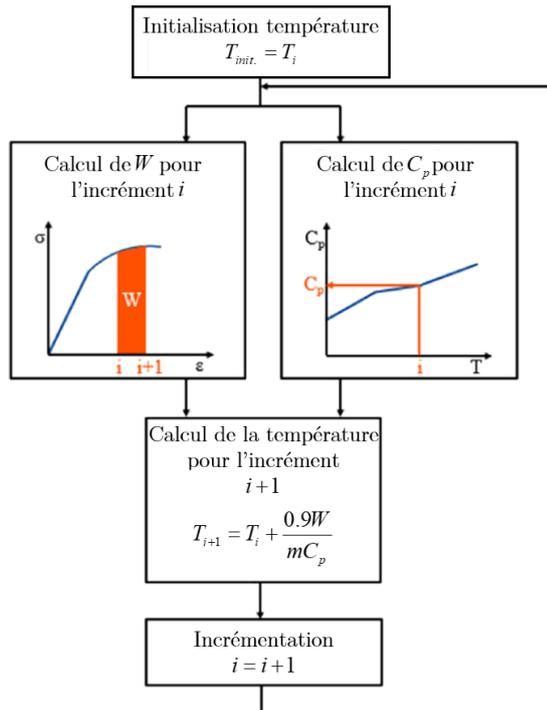


FIGURE 5.33 – Méthode de calcul de l'échauffement adiabatique

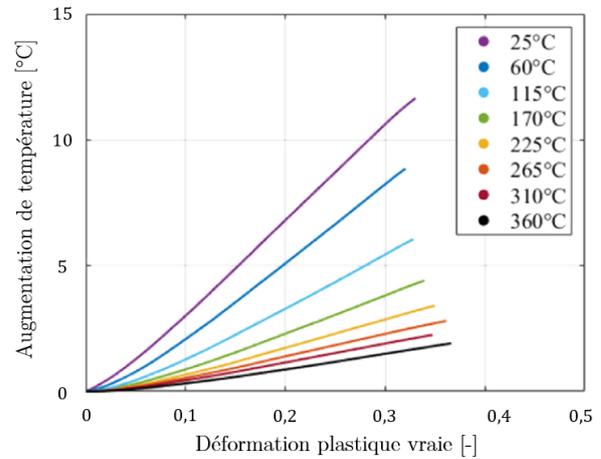


FIGURE 5.34 – Échauffement adiabatique estimé pour une large gamme de température -  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$

RITTEL [97] a montré que pour un chargement dynamique, le coefficient de Taylor-Quinney  $\beta$ , quantifiant le pourcentage d'énergie de déformation plastique  $W$  convertie en chaleur  $Q$ , dépend fortement de la nature du matériau, du mode de chargement et du taux de déformation dans l'échantillon, variant selon les cas, de 0.2 à 0.4 pour de l'aluminium. Dans notre cas, bien que l'ALSi-PE soit en grande proportion composé de ce matériau, sa nature hétérogène et poreuse empêche toute estimation fiable du coefficient de Taylor-Quinney et la valeur classique de  $\beta = 0.9$  sera retenue pour les calculs en gardant à l'esprit qu'alors l'augmentation de température risque d'être surestimée.

Par ailleurs, il faut souligner que les données matériaux en notre possession indiquent que la capacité thermique massique (chaleur spécifique)  $C_p$  de l'ALSi-PE évolue avec l'augmentation de la température, de même que le module de Young tel que nous l'avons montré. Une méthode de calcul incrémental a ainsi été développée, tenant compte de l'évolution de ces paramètres avec la température dans l'algorithme d'optimisation de la loi de Johnson-Cook -FIGURE 5.33 -. Ceux-ci ont été déterminés à partir des données expérimentales en utilisant la fonction d'optimisation *Global Search Matlab*®.

Cet algorithme a permis d'estimer l'échauffement adiabatique d'un échantillon de 15 mm de diamètre et de 7,5 mm d'épaisseur, testé à  $1200 \text{ s}^{-1}$ , pour une gamme de température allant de l'ambiante à  $360^\circ\text{C}$ . Les résultats visibles à la FIGURE 5.34 montrent que plus la température initiale de l'échantillon est élevée, moins l'échauffement adiabatique est important, la diminution des niveaux de contraintes aux hautes températures, faisant chuter le travail plastique. Il apparaît globalement que l'échauffement adiabatique dans le cas de la compression dynamique de l'abradable ALSi-PE est faible.

Les FIGURE 5.35 et FIGURE 5.36 proposent une comparaison entre les résultats expérimentaux et les identifications du modèle sur l'ensemble de la gamme de températures d'essais à  $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et

1200 s<sup>-1</sup>. Le même type de comparaison est visible sur la FIGURE 5.37 pour les essais à température ambiante et à différentes vitesses de déformation.

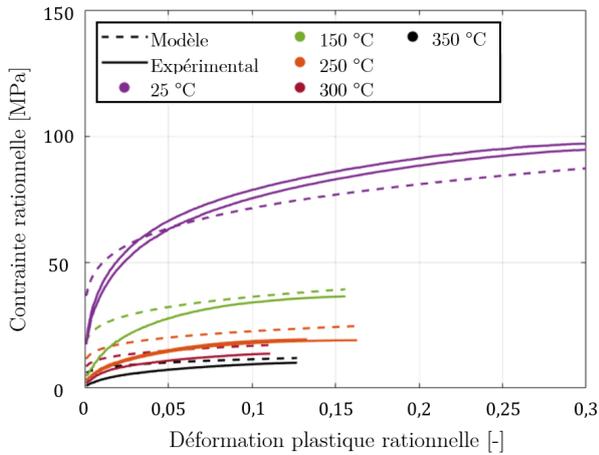


FIGURE 5.35 – Comparaison modèle J-C vs expérimental pour les essais quasi-statiques -  $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

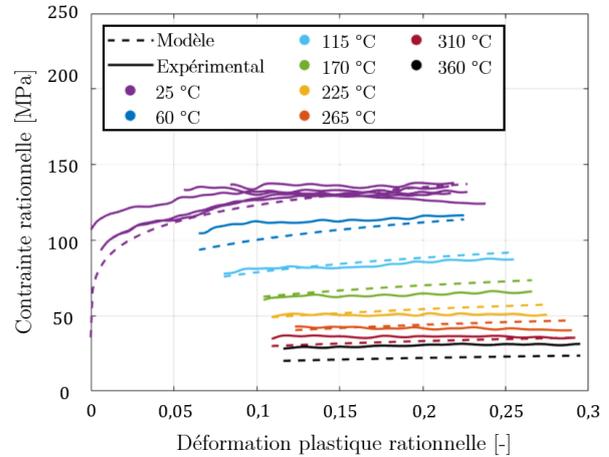


FIGURE 5.36 – Comparaison modèle J-C vs expérimental pour les essais dynamiques -  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$

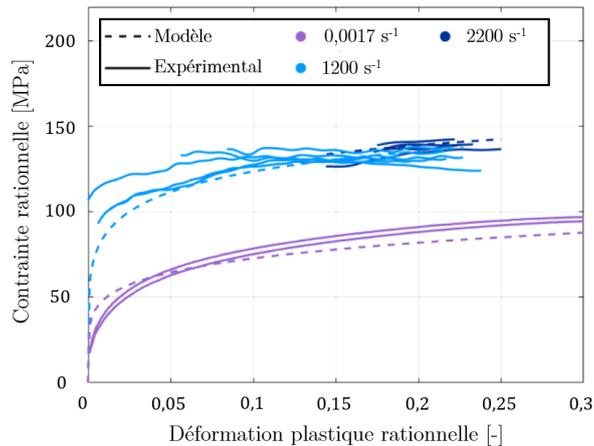


FIGURE 5.37 – Comparaison modèle vs expérimental pour les essais à température ambiante

A[MPa]	B[MPa]	n[-]	C[-]	$\dot{\epsilon}_0[\text{s}^{-1}]$	$T_0[^\circ\text{C}]$	$T_i[^\circ\text{C}]$	m[-]
16,9	90,5	0,243	0.0695	1.7E-3	25	470	0,558

TABLE 5.4 – Paramètres de la loi de Johnson-Cook ALSi-PE

On peut remarquer assez distinctement que la modélisation par Johnson-Cook rencontre des difficultés à reproduire le niveau de contrainte, en particulier pour l'ensemble des essais quasi-statiques et également pour les essais dynamiques menés à des températures élevées, au-delà de 250 °C. Les différents paramètres d'identification de la loi sont présentés à la table 5.4. Le paramètre  $A$ , représentant

la limite élastique identifiée à 16,9 MPa, implique que les déformations plastiques sont rapidement atteintes lors de la sollicitation en compression. De même, la température de transition  $T_t$  est identifiée à 470 °C, très proche de la température de 483 °C déterminée dans le cadre du modèle de type bilinéaire.

La corrélation du module d'élasticité avec la température ayant été établie, de même que la prise en compte de l'échauffement adiabatique, dans l'optique de proposer un modèle plus performant en minimisant les divergences modélisation versus expérimental et compte tenu de sa forte influence sur la réponse de l'ALSi-PE, la dépendance à la température du paramètre  $C$  de sensibilité à la vitesse de déformation a été étudiée. Afin de mettre en évidence cette interdépendance, les essais quasi-statiques et dynamiques ont été corrélés par l'algorithme d'optimisation dans le but d'identifier une valeur du paramètre  $C$ .

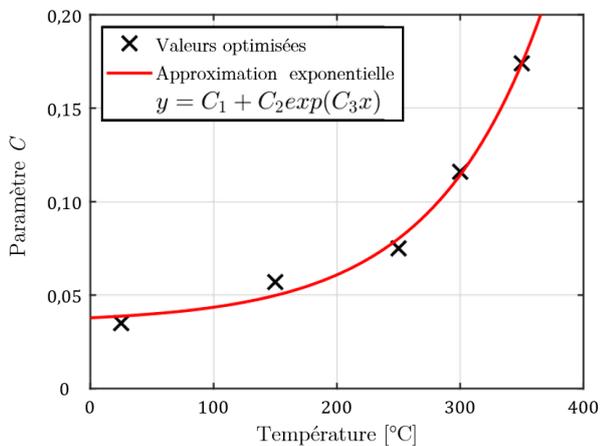


FIGURE 5.38 – Évolution du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la température

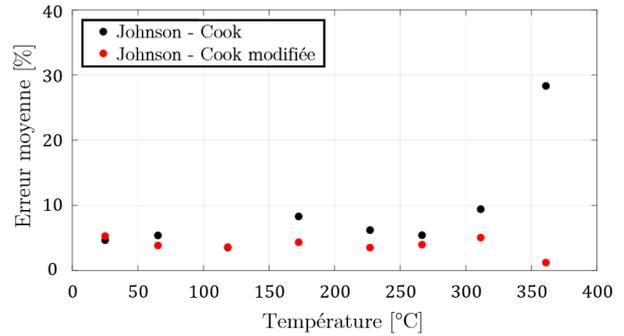


FIGURE 5.39 – Évolution de l'erreur de modélisation/données expérimentales

L'illustration de cette dépendance de  $C$  à la température est présentée à la FIGURE 5.38. Il est clairement visible que plus la température augmente, plus le paramètre  $C$  croît suivant une évolution qui suggère une dépendance de type exponentielle entre ces deux paramètres. Une formulation du paramètre  $C$  faisant appel à trois paramètres et dépendante de la température est alors proposée :

$$C = C_1 + C_2 \exp(C_3 T) \quad (5.19)$$

La prise en compte de cette sensibilité croisée entre la vitesse de déformation et la température conduit à une nouvelle formulation de la loi de Johnson-Cook qui s'exprime alors sous la forme :

$$\sigma_T = [A + B\varepsilon_T^n] \left[ 1 + (C_1 + C_2 \exp(C_3 T)) \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_t - T_0} \right)^m \right] \quad (5.20)$$

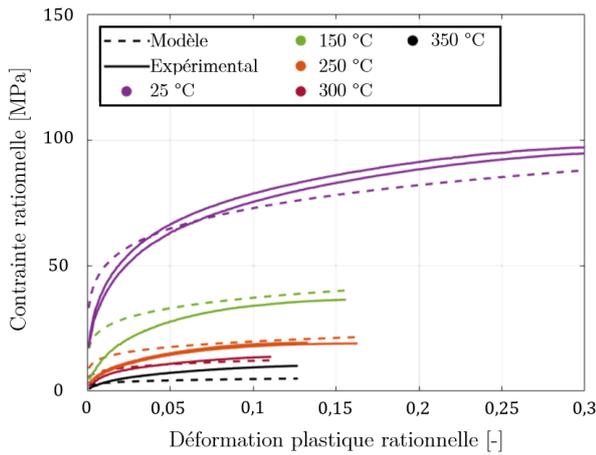


FIGURE 5.40 – Comparaison modèle J-C modifié vs expérimental pour les essais quasi-statiques -  $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

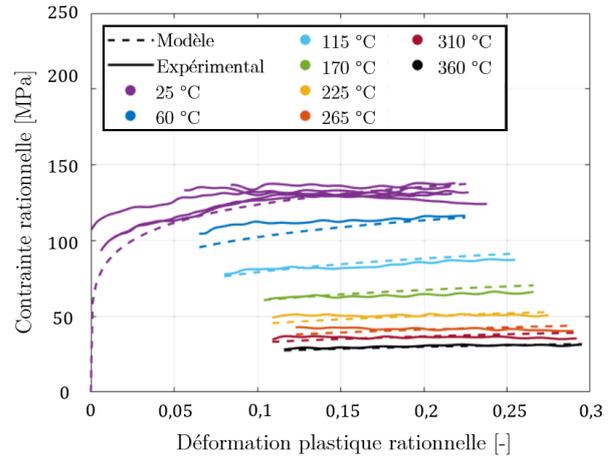


FIGURE 5.41 – Comparaison modèle J-C modifié vs expérimental pour les essais dynamiques -  $\dot{\epsilon} = 1200 \text{ s}^{-1}$

$A[\text{MPa}]$	$B[\text{MPa}]$	$n[-]$	$C_1[-]$	$C_2[-]$	$C_3[-]$	$T_t[^\circ\text{C}]$	$m[-]$
$1,07 \times 10^{-6}$	108	0,171	0.0598	$16,3 \times 10^{-6}$	0.0312	385	0,674

TABLE 5.5 – Paramètres de la loi de Jonson-Cook modifiée ALSi-PE

Grâce à cette correction du paramètre  $C$ , une meilleure corrélation entre les résultats expérimentaux et la loi de comportement de l'ALSi-PE à des températures et des vitesses de déformation élevées est obtenue, comme il peut l'être observé aux FIGURE 5.40 et FIGURE 5.41. Ces observations sont étayées par l'expression de l'erreur d'approximation entre les données expérimentales et les données de modélisation. Cette analyse a été effectuée pour les deux lois de comportement pour les essais dynamiques à  $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et sur l'ensemble de la gamme de températures, - FIGURE 5.39 -.

L'identification des paramètres aboutit à une valeur de la limite élastique  $A$  très faible, impliquant un comportement purement élastique quasi inexistant, comportement également rapporté par MA [77]. Enfin, pour terminer, la température de transition  $T_t$  est à présent identifiée  $385^\circ\text{C}$ , cohérente avec les températures maximales traitées et très proches de celles présentes au sein d'un turboréacteur.

L'erreur moyenne d'approximation reste inférieure à 10% pour les deux approches de modélisation jusqu'à des températures proches de  $310^\circ\text{C}$ , mais augmente fortement pour  $360^\circ\text{C}$  pour le modèle pour le modèle Johnson-Cook, alors qu'elle reste faible pour le modèle Johnson-Cook modifié. De même une étude similaire a montré la faible influence de la vitesse de déformation sur la précision des deux approches de modélisation à température ambiante, avec des valeurs d'erreur proches et inférieures à 10%, ce qui semble démontrer que l'approche considérant la dépendance exponentielle entre la température et le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation semble être la plus appropriée pour traduire le comportement thermomécanique du revêtement ALSi-PE.

### 5.3.5 Conclusion

Les matériaux abrasables sont utilisés comme joints d'étanchéité entre les parties mobiles et fixes du moteur. Les jeux fonctionnels étant ainsi limités à leur valeur la plus faible possible, cette solution

technologique est susceptible de générer des touches occasionnelles rotor/stator au cours du fonctionnement du moteur. Celles-ci engendrent alors une sollicitation dynamique multiaxiale du matériau abradable. Dans le cadre des travaux qui ont été présentés, le matériau abradable ALSi-PE obtenu par un processus de projection thermique, principalement constitué d'une matrice aluminium silicium et d'un lubrifiant solide constitué de billes de polyester, équipe les premiers étages du compresseur. Les porosités également présentes peuvent être considérées comme la troisième phase de ce matériau. La gamme de température d'utilisation est comprise entre 100 et 360 °C.

L'interaction aube/carter réagit comme un système complexe avec des paramètres propres liés à la dynamique de l'aube et d'autres propres au comportement des matériaux abradables. Si les comportements des aubes sont bien maîtrisés et bien modélisés, il n'en est pas de même concernant les matériaux abradables. Ainsi, dans un contexte ayant pour but d'améliorer les méthodologies de prédiction du comportement du système aube/carter, la caractérisation du comportement dynamique du matériau abradable apparaît alors comme un point primordial. Cependant l'approche est rendue difficile et complexe du fait que le chargement dynamique qui doit être représentatif de l'interaction aube/carter, mais également que le matériau abradable est un matériau composite multiphasé engendrant un comportement anisotrope ; des sollicitations en traction ou en compression amenant des réponses bien distinctes comme montré par des tests préliminaires réalisés au LML et au LaBPS.

Le comportement fragile en traction identifié de l'ALSi-PE rend difficile l'exploitation d'un essai traditionnel. Une alternative utilisant un mode de sollicitation indirecte a donc été utilisé. Dénommé essai Brésilien ce dernier consiste à tester une éprouvette cylindrique en compression diamétrale. L'échantillon est ainsi soumis à une sollicitation biaxiale, ce qui permet d'étudier les mécanismes de déformation et de dégradation du matériau sollicité à la fois en compression directe et en traction indirecte. Outre sa capacité à caractériser la résistance en traction de matériaux fragiles et d'évaluer leur résistance à la fissuration, cet essai est avantageux dans le cas des abradables, car il permet de réaliser des éprouvettes composées uniquement du matériau à étudier et ainsi déterminer son comportement sans être influencé par la présence d'un substrat métallique comme c'est souvent le cas.

Une première tentative de caractérisation a été réalisée dans des conditions quasi-statiques en collaboration avec le LML. Considérant l'anisotropie de l'ALSi-PE, une technique d'analyse par CIN des essais a permis de déterminer les modules de traction de compression du matériau. Les essais brésiliens dynamiques effectués à Metz sur puits de chute ont quant à eux donné lieu à des résultats contrastés. Des vitesses de déformation proches de  $1000 \text{ s}^{-1}$  ont pu être atteintes sous des températures de 120 °C, de même une première ébauche de scénario de fissuration a pu être établie. Cependant au final, l'essai biaxial brésilien s'avère peu adapté à l'objectif initial consistant à établir un modèle de comportement thermomécanique de l'abradable dans des conditions représentatives des sollicitations en fonctionnement d'un moteur.

Compte tenu des vitesses de déformation et des températures mises en jeu afin d'identifier le comportement thermomécanique de l'ALSi-PE, notre choix s'est alors porté sur la technique des barres d'Hopkinson pour des essais de compression SHPB. Cette technique, bien que communément employée pour l'étude des matériaux métalliques, est quasiment inexistante dans le domaine de la caractérisation des abradables, et seulement abordée par PELLIGRINO [82] en 2018. Sa mise en œuvre a donc fait l'objet d'une attention prononcée, notamment sur l'élaboration d'éprouvettes abradables massives dont le VER parfaitement défini a permis de valider que la réponse des échantillons testés est représentative du comportement macroscopique du matériau, mais également sur le conditionnement de l'onde de

chargement (pulse shaper) ou encore l'étude de l'équilibre des forces aux interfaces barres/échantillon (critère de Ravichandran). L'ensemble de ces précautions expérimentales a permis l'étude du comportement en compression de l'abradable ALSi-PE pour une large gamme de vitesses de déformation et de températures, jusqu'à  $2200 \text{ s}^{-1}$  et  $360^\circ\text{C}$  respectivement de sorte à être le plus représentatif possible des conditions de sollicitation en conditions réelles tout garantissant des mesures robustes sur ce matériau. Ainsi, chaque éprouvette non détruite exhibe une déformation homogène dans les directions radiales et axiales, de même qu'un effet tonneau apparaît avec l'augmentation de la déformation aux hautes températures. À l'instar de ce qui peut être observé sur des matériaux métalliques où la déformation est considérée uniforme, ces points confortent l'hypothèse d'une déformation macroscopique homogène de l'abradable ALSi-PE.

Dans ce cadre, en premier lieu, un modèle de type élasto-plastique bilinéaire issu d'un modèle de simulation du contact aube/abradable a été identifié. Ce modèle basique n'incorporant pas de dépendance ni à la vitesse de déformation ni à la température, ne permet cependant pas de décrire la globalité des essais de compression. Un nouveau modèle incluant des dépendances à la vitesse de déformation de type logarithmique et à la température de type puissance a alors été proposé. La procédure d'identification de cette nouvelle formulation thermoélastoviscoplastique abouti à un accord satisfaisant avec les données expérimentales, surtout pour les vitesses de déformation et températures les plus basses. Il subsiste néanmoins un désaccord perceptible lorsque ces paramètres atteignent leurs valeurs les plus élevées.

Le choix de se baser sur la loi de Johnson-Cook pour décrire le comportement plastique en compression de l'ALSi-PE repose sur les observations d'une déformation homogène des échantillons en compression et à volume constant. Néanmoins, les effets de couplage des paramètres individuels sont omis dans le modèle original qui ne prend en compte que les effets individuels de l'érouissage, de l'érouissage par vitesse de déformation et de l'adoucissement thermique. L'analyse des résultats expérimentaux a cependant mis en évidence une interdépendance entre la vitesse de déformation et la température qui suggère une dépendance de type exponentielle entre ces deux paramètres. L'intégration de cette propriété dans une formulation modifiée de la loi de Johnson-Cook entraîne une description du comportement thermomécanique en compression de l'ALSi-PE plus fidèle aux résultats expérimentaux.

Au final, ce dispositif SHPB équipé de barres en Inconel 718 s'est montré apte à tester ce matériau en compression pour des vitesses de déformation de  $1200$  et  $2200 \text{ s}^{-1}$  en combinaison avec des températures variant de l'ambiante à  $360^\circ\text{C}$ . Ces travaux ont été les premiers à proposer une caractérisation des matériaux abradables sur barres d'Hopkinson de déformation supérieures à  $10 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  et grand nombre d'outils ont été développés pour atteindre cet objectif. L'utilisation de ces outils doit donc être poursuivie, mais aussi complétée. Compte tenu de la complexité du chargement lors d'une interaction aube/abradable, compléter la caractérisation menée en compression par une caractérisation du comportement en cisaillement s'avère dorénavant nécessaire.

## Projet de recherche

Depuis le commencement de mes travaux de recherche, j'ai toujours été captivé par le domaine expérimental et la diversité des activités qui y sont rattachées. Mon parcours professionnel est à l'image de cette sensibilité. J'y ai ainsi consacré une part notable à la conception, la mise au point et l'exploitation de dispositifs originaux permettant de reproduire sur des échantillons et aussi fidèlement que possible des conditions de chargement spécifiques, tout en veillant à l'implantation de chaînes de mesures fiables conduisant à une acquisition fidèle des grandeurs physiques recherchées. Ainsi, je me suis très rapidement spécialisé dans l'étude des phénomènes physiques susceptibles d'influencer le comportement des matériaux sollicités dans des conditions dynamiques. Initialement dans le cadre de l'UGV, j'ai exploré des valeurs élevées de vitesse de coupe, y compris celles qui n'étaient pas encore disponibles dans l'industrie (jusqu'à  $6000 \text{ m min}^{-1}$ ). Afin d'optimiser le processus de coupe, il était ainsi nécessaire d'appréhender les mécanismes thermomécaniques engendrés par les conditions extrêmes présentes lors de l'écoulement de la matière au niveau de l'arête de coupe et de la face de l'outil au cours du processus de formation des copeaux.

Grâce à l'expérience acquise durant ces années, ayant rejoint Sylvain PHILIPPON, je participai activement au développement et à la mise au point de son tribomètre linéaire, appareil original permettant de couvrir une large gamme de vitesses de glissement et de pressions, et pour lequel les conditions de chargement, appliquées quasi instantanément par un moyen extérieur, permettent d'éviter la phase inévitable d'accommodation de l'interface de frottement des tribomètres standard. Cette collaboration naissante, qui allait s'avérer par la suite robuste et durable, a orienté peu à peu, au gré de nombreux contrats et prestations de recherche pour différentes composantes du groupe SAFRAN, mes activités vers le monde industriel de l'aéronautique.

Outre le fait que certains de ces travaux ont fortement contribué à l'élargissement de mon champ de compétences expérimentales, je tiens à souligner ici la confiance apportée et l'importance capitale du soutien financier de la part d'un partenaire industriel privé tel que le groupe SAFRAN pour notre équipe. Dans un domaine de recherche où les coûts qui entrent en jeu atteignent parfois des valeurs considérables, il nous a été possible, non seulement d'assurer la maintenance des moyens d'essais déjà existants, mais également d'acquérir de nouveaux dispositifs expérimentaux en adéquation avec les nouvelles thématiques de recherche que nous souhaitons développer au sein de l'équipe, telles que les barres d'Hopkinson par exemple.

C'est ainsi qu'à travers quatre thèses et de nombreux encadrements de projets de Master recherche,

j'ai pu produire de nombreux résultats dont certains vous ont été présentés dans ce manuscrit. Les techniques expérimentales qui ont été mises en place pour l'étude du frottement sec des alliages de titane revêtus ou non (Thèses de Guillaume CHASSAING et Mathieu MARQUER) et du comportement thermomécanique des matériaux abrasables (Thèses de Médéric LANGLOIS et Stéphane SKIBA) sont à présent bien maîtrisées. Naturellement, leur perfectionnement de même que leur diversification permettront l'accès à de nouveaux modes de chargement et à l'élargissement de mes activités vers de nouvelles thématiques qui constitueront mes nouveaux objectifs de ces prochaines années.

## CONTINUITÉ - MATÉRIAUX ABRADABLES ET CHARGEMENTS COMPLEXES

### **Essais de cisaillement**

Les travaux de thèse de Stéphane SKIBA ont été parmi les tous premiers à proposer une caractérisation des matériaux abrasables sur barres d'Hopkinson, de sorte à rendre possible la description de leur comportement en température et pour des vitesses de déformation supérieures à  $1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  représentatives de leurs conditions opérationnelles. De nombreuses procédures, dispositifs et outils d'analyses ont ainsi été conçus pour atteindre cet objectif. À présent, ces travaux ouvrent de nombreuses perspectives encourageantes. Ce processus doit donc être poursuivi, mais également complété et perfectionné. Les essais sur barres d'Hopkinson peuvent être améliorés sur plusieurs aspects. En effet, presque exclusivement adaptés au comportement en compression des matériaux AlSi-PE, les outils développés doivent à présent prétendre à l'étude d'autres types de sollicitations. Compléter la caractérisation menée en compression par une caractérisation du comportement en traction et en cisaillement ouvrira la voie à une exploration des essais en chargement complexe.

La mise en œuvre des tests en compression dynamique et en température a permis de reproduire les interactions aubes/abrasable en conditions représentatives du fonctionnement du moteur. Cependant, la nature réelle de l'interaction entre une aube et le revêtement abrasable en vis-à-vis est naturellement bien plus complexe, associant et combinant diverses sollicitations de compression, traction et cisaillement dans le matériau abrasable. Les essais de caractérisation de ces matériaux pour ces types de chargements, sans être abondants, sont plus courants dans la littérature dans le domaine des sollicitations quasi-statiques que les essais dans un contexte dynamique. De plus, il ressort globalement de l'analyse des travaux traitant du sujet que malgré leur nature hétérogène et poreuse, la caractérisation du comportement des matériaux abrasables en traction/compression repose plutôt sur l'utilisation de moyens d'essais classiques, mais que très peu d'outils spécifiques sont mis en œuvre. De surcroît, et à ma connaissance, il n'existe pas jusqu'à présent d'études visant à traiter le comportement de ce type de matériau sous sollicitation en cisaillement. À titre exploratoire, une tentative de caractérisation de cette nature a été tentée au cours des travaux de thèse de S. SKIBA en utilisant une géométrie d'éprouvette à double cisaillement - FIG. 6.1(a) - ; cette géométrie permettant de générer un état de cisaillement dans des zones spécifiques de l'éprouvette en appliquant globalement un chargement de compression avec les barres d'Hopkinson.

Un mouchetis appliqué sur l'éprouvette a permis, grâce à l'utilisation d'une caméra grande vitesse associée à une analyse par corrélation d'images numériques CIN, d'obtenir les champs de déplacement, et donc de déformation - FIG. 6.1(b) -, de la zone d'intérêt de l'éprouvette sous chargement. Ces résultats préliminaires, prometteurs, ont montré que ce type d'éprouvette peut permettre l'exploration du comportement en cisaillement des abrasables en conditions dynamiques sur barres d'Hopkinson. Cependant, de nombreux problèmes persistent encore (maîtrise des conditions de chargement, comportement de l'éprouvette en cours d'essai...) et qui rendent actuellement leur exploitation complexe

et peu fiable. L'utilisation d'une géométrie de type éprouvette chapeau pourrait permettre de résoudre certains d'entre eux et semble une voie à explorer.

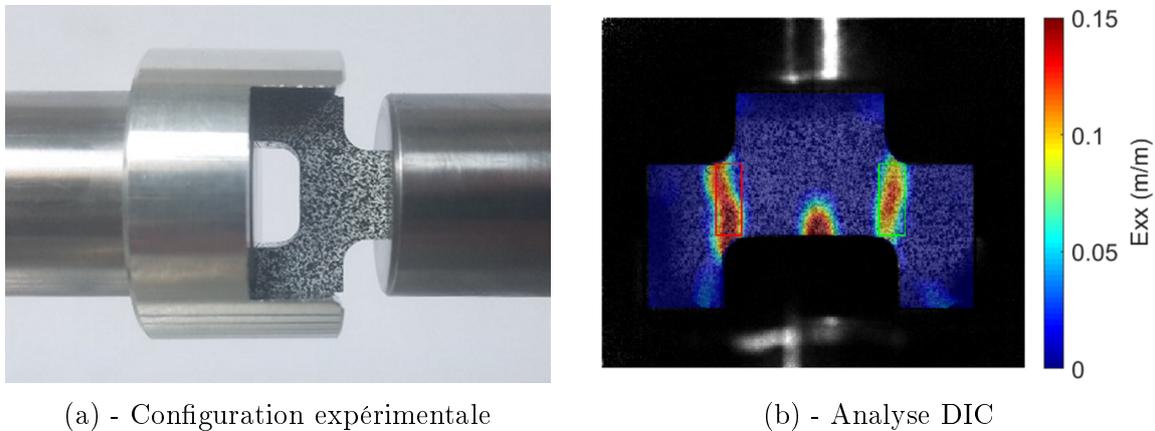


FIGURE 6.1 – Essai de cisaillement sur abrasables

### Essais de traction indirecte

De précédentes investigations ont mis en évidence une forte dissymétrie dans le comportement des matériaux abrasables. Celle-ci se caractérise par une différence de la réponse du matériau suivant qu'il est sollicité en traction ou en compression. A contrario de la compression, lorsqu'il est soumis à une sollicitation de traction, le matériau abrasable présente un comportement fragile. Si l'essai de compression est aisé à mettre en œuvre aux faibles ou grandes vitesses de déformation, l'essai de traction conventionnel est beaucoup plus complexe à réaliser sur les abrasables, pour des raisons essentiellement imputables à leur nature fragile sous ce mode de sollicitation et à la difficulté technique d'obtenir des échantillons à la géométrie adaptée.

Comme évoqué au préalable, des auteurs tels que MA [77], [61] ont réalisé des essais de traction dynamique sur des éprouvettes plates constituées du revêtement abrasable associé à son substrat. L'inconvénient majeur d'une telle technique est que la réponse de l'éprouvette à la sollicitation prend aussi en compte la contribution du substrat et résulte par conséquent de la combinaison des réponses de ces deux matériaux. Plus récemment, PELLEGRINO [82] a également conduit des essais de traction pour une plage de température s'étendant de l'ambiante à 300 °C sur un abrasable de type AlSi-PE mais en conditions quasi-statiques uniquement.

Dans un autre contexte, l'essai biaxial de type brésilien, ou essai de traction indirecte, se trouve particulièrement bien adapté lorsqu'un matériau fragile par nature est difficile à tester en traction conventionnelle. Consistant à solliciter en compression une éprouvette cylindrique sur ses génératrices de façon à induire perpendiculairement de la traction, il permet ainsi de caractériser de manière indirecte la résistance en traction de type de matériaux.

À l'instar des essais de cisaillement cités précédemment, des développements dans cette voie ont été entrepris durant les travaux de S. SKIBA et une tentative de réalisation d'essais brésiliens sur matériaux abrasables a été réalisée, - FIG. 6.2 -. La géométrie élémentaire des éprouvettes liée à cette technique et similaire à celle de compression a permis, au moyen d'un montage spécifiquement conçu pour cette application, d'effectuer des essais interrompus de sorte à limiter l'endommagement des éprouvettes.

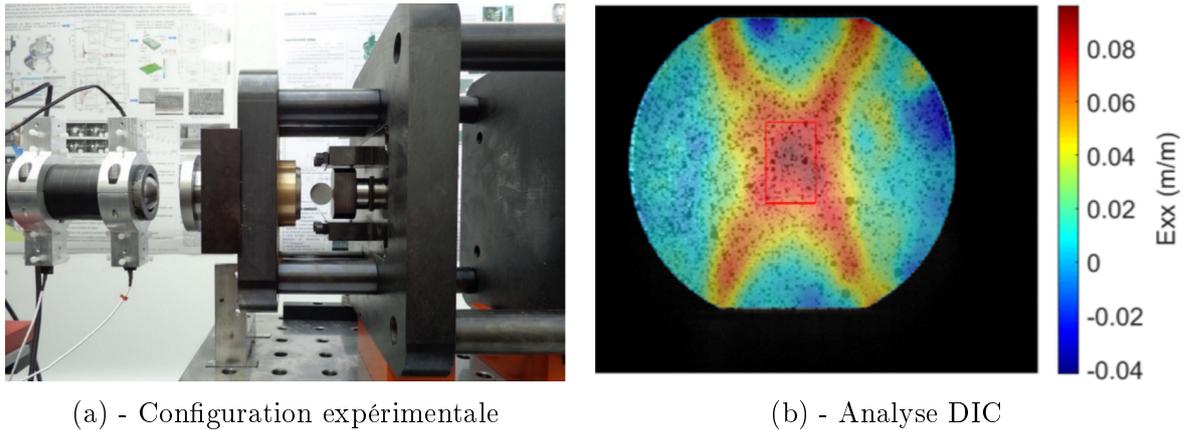


FIGURE 6.2 – Essai Brésilien sur abrasibles

Associés à la technique CIN développée pour les essais de cisaillement, les exploitations des mesures de la réponse du matériau et des champs de déformation menés à titre expérimental sur quelques essais conduits dans des conditions similaires ont permis de valider la procédure des outils de calibration des images, confirmant ainsi que cette technique expérimentale et ces outils pouvaient être utilisés sur les matériaux abrasibles. Les enjeux et priorités inhérents à la thèse de S. SKIBA n'ont cependant pas permis un déploiement à plus grande échelle de ces essais. Néanmoins, compléter les travaux établis en compression par une caractérisation du comportement en traction des abrasibles est à mon sens une nécessité dans l'optique d'une caractérisation plus globale du comportement dissymétrique du matériau abrasible. La technique des essais brésiliens ayant fait l'objet d'une déclaration d'invention auprès de l'INPI,<sup>18</sup> pourrait ainsi être pleinement exploitée et ainsi permettre de valider le travail entrepris au cours de ces travaux préliminaires.

### Essais interrompus et analyse des endommagements

Lors d'une interaction, le système aube/abrasible réagit comme un système complet avec des paramètres propres à l'aube, ceux propres aux matériaux abrasibles et des paramètres d'interaction. Les matériaux abrasibles en tant que matériaux sacrificiels sont conçus, dans le cas de touches occasionnelles entre les parties mobiles et les parties fixes, pour s'user préférentiellement sous forme de fines particules correspondant aux débris du revêtement. Néanmoins, la réalité d'une interaction est beaucoup plus complexe et plusieurs autres mécanismes peuvent entrer en jeu tels que la coupe (rupture fragile), la déformation plastique (étalement et densification), le transfert adhésif, la fusion, l'érosion ... Afin de simplifier l'étude de l'interaction, il est possible de dissocier le phénomène en deux phases distinctes : la pénétration radiale de l'aube au sein de l'abrasible et l'enlèvement de matière par mouvement tangentiel de l'aube sur la surface de l'abrasible.

La pénétration radiale peut être assimilée dans un premier temps à une sollicitation de compression uniaxiale. L'analyse de la réponse mécanique du matériau et l'élaboration de lois de comportement sensibles aux paramètres liés à l'environnement de fonctionnement de l'abrasible, comme la vitesse de déformation ou la température, peut alors être envisagée au moyen des barres d'Hopkinson comme nous l'avons vu. Néanmoins, ce dispositif présente un inconvénient majeur inhérent à son processus de fonctionnement. L'échantillon étant sollicité à de multiples reprises en raison des réflexions successives des

18. Déclaration de brevet déposée à l'INPI (Institut National de la Propriété Industrielle) concernant ce dispositif : "Dispositif pour la mise en œuvre d'essais brésiliens - n° enregistrement : FR1871768"

ondes de chargement et déchargement aux interfaces barres/échantillons, il est inenvisageable d'établir une relation directe entre la réponse mécanique du matériau sous sollicitation et les endommagements induits par une analyse post-mortem des échantillons.

Les travaux de Master de Boris CHEVRIER ont permis la conception et la mise au point d'un dispositif expérimental d'essais de compression dynamique interrompus<sup>19</sup>, sur la base de celui développé par PROT [98] sur barres de Hopkinson - FIG. 6.3 -. Son principe de fonctionnement consiste à "piéger" l'onde incidente à l'issue du premier chargement de l'échantillon, de sorte que ce dernier ne soit plus soumis qu'à une sollicitation unique.

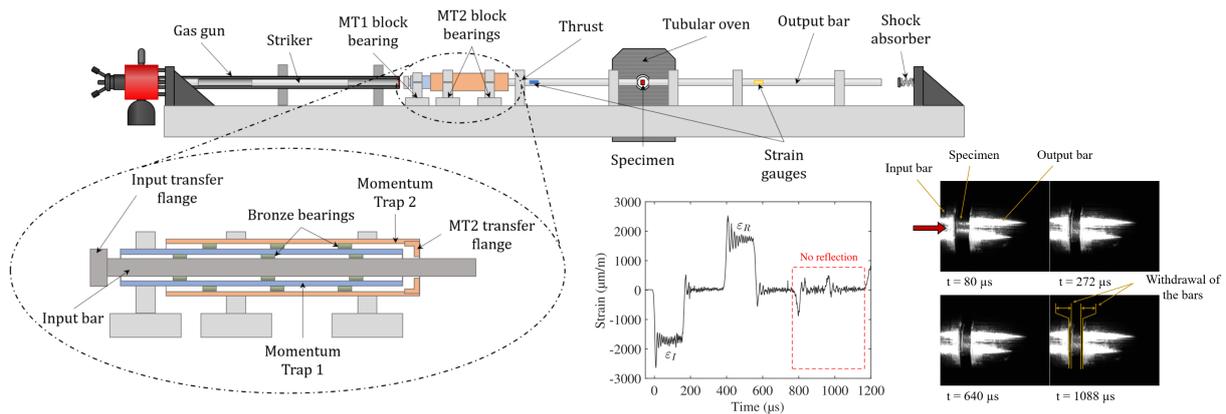


FIGURE 6.3 – Dispositif d'essais interrompus Tandem Momentum Trap (TMT)

À l'issue de ces essais, des analyses ont permis d'identifier divers endommagements présents en surface des échantillons d'abrasable AlSi-PE liés à un mécanisme prédominant de fissuration en surface, associé à une forte influence de la température sur la propagation des fissures. De plus, un type d'endommagement fréquemment observé pour ce genre de matériaux poreux est la densification, qui se traduit par une fermeture des porosités de l'échantillon lors de sa compression. Les investigations non destructives par tomographie entreprises afin d'identifier ce type d'endommagements dans le volume des échantillons testé ont fait apparaître certaines limites qui perturbent cette observation. Deux raisons principales en sont la cause, la préparation des échantillons (découpe + polissage) et la technique d'analyse d'images par quantification de niveaux de gris utilisée qui ne permet pas à ce stade de développement, une dissociation claire entre les différentes phases polymères et poreuses. Ainsi, en raison leur nature complexe, il ressort dans un premier temps qu'il n'est pas aisé d'identifier les divers endommagements des matériaux abrasables grâce aux observations opérées sur les échantillons et dans un second temps de les associer à leur comportement sous sollicitations. Néanmoins, ces premiers résultats motivent des études à venir à propos de l'identification des mécanismes d'endommagements aux plus hautes vitesses de déformation et en température qu'il faudra entreprendre avant peu.

Dans le cadre actuel de réduction des coûts énergétiques, l'augmentation des performances mécaniques des matériaux est conditionnée à l'amélioration constante des techniques expérimentales conduisant à de nouvelles connaissances sur leurs mécanismes fondamentaux de déformation et d'endommagement. Il est primordial de développer rapidement des procédures expérimentales qui conduisent à

19. Déclaration de brevet déposée à l'INPI concernant ce dispositif : "Banc expérimental de caractérisation thermo-mécanique des matériaux abrasables par compression uni-axiale interrompue - n° enregistrement : FR2113378"

s'approcher des conditions de service des abrasables. Nos études actuelles sur le comportement dynamique des matériaux doivent pouvoir être complétées et la mise au point de ce type d'essais permettant d'étoffer et d'enrichir notre panel de compétences représente un objectif majeur à très court terme.

## NOUVELLES THÉMATIQUES

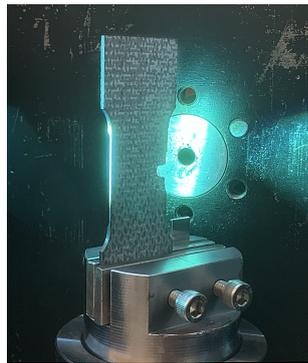
### **Impacts & Composites à Matrice Céramique (CMC)**

L'amélioration de l'efficacité thermodynamique des turbo réacteurs aéronautiques visant à maximiser leur rendement tout en respectant les aspects environnementaux et économiques, génère un besoin grandissant en matériaux résistants aux hautes températures qui règnent dans la partie centrale des moteurs où les pressions et les températures sont amenées à être de plus en plus élevées. Les plus utilisés actuellement consistent en alliages métalliques à base de nickel et de cobalt. Néanmoins, bien que réfractaires, ces matériaux nécessitent des barrières thermiques pour assurer leur tenue mécanique en fonctionnement. Depuis quelques années, les constructeurs de moteurs voient dans les matériaux composites à matrice céramique une réelle opportunité de substituer l'emploi des alliages métalliques. Dans les moteurs, ces matériaux généralement constitués de fibres de carbure de silicium dans une matrice de même nature, représentent un potentiel d'allègement d'un facteur 4 par rapport aux métaux et un facteur 2 par rapport aux composites à matrice organique. De plus, la substitution des alliages à base de nickel de certaines pièces dans la partie arrière du moteur par des CMC permettra de détourner une partie de l'air normalement réservée au refroidissement des pièces pour la propulsion et améliorer le rendement. En dépit des nombreuses études sur leur comportement, de nombreux développements restent encore à réaliser en vue d'une plus grande intégration, en particulier dans le domaine de l'aéronautique, afin de contribuer à l'allègement des moteurs tout en réduisant leur consommation et leur pollution.

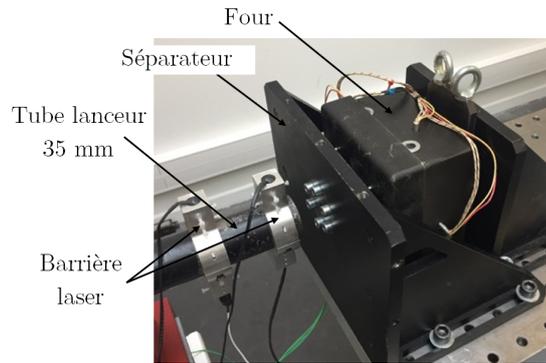
C'est dans ce contexte qu'une nouvelle génération d'aubes en matériau composite tissé à matrice céramique a été produite par Safran Ceramics. Suite à plusieurs collaborations et prestations de recherche avec le groupe SAFRAN, notamment SAE, SAFRAN Tech et SAFRAN Ceramics au cours de ces trois dernières années, j'ai développé avec Julien VINCENT, ingénieur de recherche CNRS au sein de notre équipe, plusieurs dispositifs expérimentaux capables de simuler des impacts sur des éprouvettes en alliages métalliques et CMC. L'enjeu est ici de tester leur résistance et d'analyser les mécanismes d'endommagement lors d'impact à divers niveaux d'énergie dans une configuration proche de celle qui peut être rencontrée en service, c'est-à-dire l'impact d'un projectile de quelques millimètres de diamètre, dans un environnement en température (700°C) et proche du bord d'attaque de la pale. La mise en œuvre d'essais de ce type dans des conditions proches de l'environnement moteur est coûteuse et délicate, de même, la nécessité d'analyser la variabilité des réponses contraint à multiplier le nombre d'échantillons à tester.

L'ensemble des équipements développés est à présent opérationnel - FIG. 6.4 -. Il serait intéressant de reconduire ces types d'essais en les appliquant à d'autres couples de matériaux présents dans ces applications. Il s'agirait pour plusieurs conditions expérimentales représentatives de définir les énergies limites d'apparitions d'endommagement et de perforation sur des éprouvettes CMC et par la suite de comparer ces niveaux avec des matériaux mieux connus sur cet aspect à base Nickel ou Titane de sorte à évaluer leurs performances dans un même contexte d'utilisation. La compréhension du scénario d'endommagement est ainsi une étape cruciale en vue du dimensionnement de structures composites, car indispensable à la définition de modèles de prévisionnels dont l'objectif vise à déterminer si la

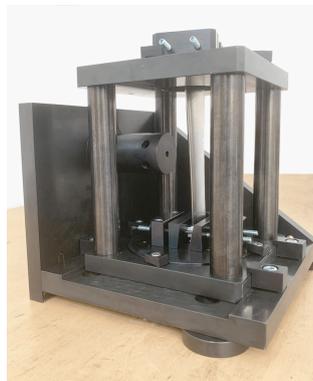
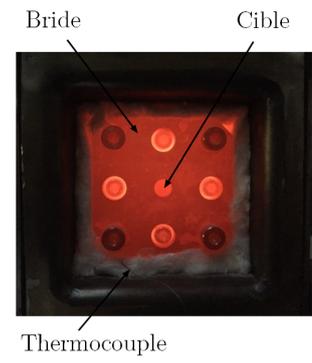
conception de ces pièces répond aux exigences de fiabilité nécessaires au fonctionnement de la turbine.



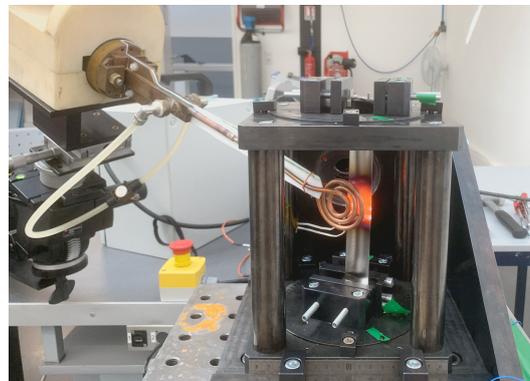
(a) - Montage d'impact sur aube CMC



(b) - Configuration expérimentale CMC en température



(c) - Montage d'impact sur aube métallique



(d) - Configuration expérimentale en température

FIGURE 6.4 – Essais d'impact sur pales CMC et métallique

### Comportement de revêtements aux chocs à faible énergie avant essais tribologiques

Les études entreprises dans le cadre de la thèse de G. CHASSAING ont montré que les alliages de titane possèdent une résistance à l'usure par frottement très médiocre. L'analyse des péri-surfaces montre que la microstructure affectée thermiquement par le processus de frottement mène à la détérioration des surfaces en contact par des mécanismes d'oxydation, d'usures adhésive et abrasive, etc. L'amélioration des propriétés de surface des matériaux massifs peut s'effectuer en employant diverses méthodes, qu'elles soient mécaniques telles que le grenailage, thermiques comme la trempe ou encore thermochimiques avec la nitruration.

D'autres solutions de traitement de surface employant des procédés par dépôts électrochimiques sont encore largement utilisés pour améliorer les propriétés de surface des pièces mécaniques. Néanmoins, leur pertinence est aujourd'hui remise en cause d'un point de vue environnemental pour certains d'entre eux et la réglementation Registration, Evaluation, Authorization and restriction of CHemicals (REACH) ( Enregistrement, évaluation, autorisation et restriction des substances chimiques) prévoit une interdiction progressive de certaines de ces substances comme le chrome hexavalent (CrVI) depuis plusieurs années. Les industriels cherchent donc à remplacer l'oxydation anodique chromique contenant

du chrome VI. Un potentiel procédé de substitution, le procédé MAO, a fait l'objet d'investigations de tenue mécanique au cours de la thèse de M. MARQUER. Soumis à des sollicitations en conditions sévères, telles que celles qui apparaissent en liaison pied d'aube/rotor en termes de vitesse et de pression, les observations révèlent la présence de fissures qui s'étendent sur une grande partie de l'interface substrat - revêtement MAO - FIG. 6.5 -. Certaines de ces fissures semblent se propager dans le revêtement, mais jamais dans le substrat, et peuvent mener à un mécanisme d'écaillage du revêtement lié à une rupture par cisaillement au voisinage de l'interface. Ce mécanisme pourrait être lié à la différence de propriétés mécaniques entre le substrat et le revêtement.

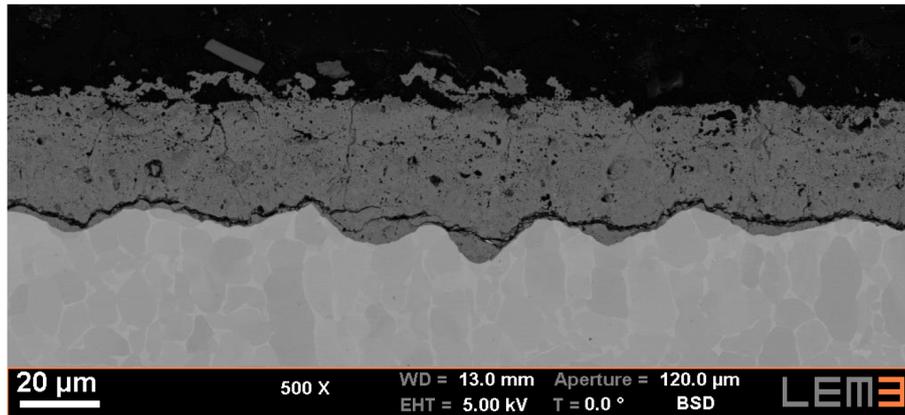


FIGURE 6.5 – Fissuration interface substrat - revêtement MAO

Dans un contexte consistant à améliorer les performances des matériaux revêtus, outre l'optimisation de leurs performances tribologiques, la compréhension des mécanismes d'endommagement au niveau de la liaison avec le substrat pourra être envisagée en caractérisant la tenue à l'impact d'éprouvettes revêtues. Compte tenu des divers dispositifs, techniques et procédures mises au point lors des travaux permettant d'analyser les mécanismes d'endommagement lors d'impact à divers niveaux d'énergie, l'étude de l'interface revêtement/substrat consistera :

- à solliciter des échantillons par des impacts à énergie variable (typiquement de quelques joules à quelques dizaines de joules)
- à analyser les endommagements en surface et à l'interface
- à déterminer l'énergie limite d'apparition des endommagements

Cette méthodologie pourrait être transposée à l'étude de la propriété d'abrasabilité des matériaux. Ceci a déjà été entrepris pour certains revêtements au moyen d'indentateurs dans des conditions quasi-statiques par MA [61] pour l'AlSi-PE ou par LIANG [99] en utilisant un pendule pour des matériaux poreux à base nickel et pour des vitesses proches de  $2 \text{ ms}^{-1}$ . Cependant, pour des vitesses de plusieurs centaines de mètres par seconde, se rapprochant de celles rencontrées au cours d'interactions aube/carter, l'utilisation de bancs expérimentaux rotatifs spécifiques, complexes et coûteux s'avère nécessaire [100]. L'étude de la propriété d'abrasabilité par l'utilisation de nos canons à gaz pourraient être envisagée. À l'aide des lois de comportements déjà établies pour l'AlSi-PE, un couplage modélisation/essais pourra être envisagé dans le cadre des études d'interaction, et permettront le cas échéant de qualifier, voire d'optimiser certains processus de dépôt de nouveaux revêtements.

# Acronymes

**AlSi-PE** Aluminium Silicium Polyester. 98, 101, 102, 106, 108, 109, 112, 113, 114, 116, 117, 119, 121, 122, 123, 125, 127, 128, 129, 131, 132, 133, 134, 136, 137, 139, 142

**APC** Approche Par Compétences. 34

**BCA** Bandes de Cisaillement Adiabatiques. 9, 49, 52, 57, 58, 59

**BUT** Bachelor Universitaire de Technologie. 34, 37

**CAO** Conception Assistée par Ordinateur. 37

**CCT** Cold Contact Time. 6, 114, 115

**CFA** Centre de Formation des Appentis. 41

**CIN** Corrélacion d'Images Numériques. 102, 103, 127, 133, 136, 138

**CMC** Composites à Matrice Céramique. 140

**COROS** COntacts between ROtor and Stator. 100, 120

**CPER** Contrat de Projet État Région. 44

**CTI** Commission des Titres d'Ingénieur. 46

**DUT** Diplôme Universitaire de Technologie. 34, 37, 41, 43, 45, 48

**ECAE** Equal Channel Angular Extrusion. 89, 93

**ENIM** École Nationale d'Ingénieurs de Metz. 5, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 43, 44, 45, 46, 47, 48, 60, 61, 103

**FAO** Fabrication Assistée par Ordinateur. 37

**FISA** Formation Initiale sous Statut Apprenti. 5, 33, 35, 37, 38, 39, 40, 45

**GeM** Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique. 101

**GMP** Génie Mécanique & Productique. 5, 9, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 47, 48, 60

**HPTT** High Pressure Tube Twisting. 89, 93

**INPI** Institut National de la Propriété Industrielle. 108, 139

**IRT M2P** Institut de Recherche Technologique Matériaux Métallurgie et Procédés. 88

**ITII** Institut des Techniques d'Ingénieur de l'Industrie. 34, 45

**IUT** Institut Universitaire de Technologie. 34, 39

**LaBPS** Laboratoire de mécanique Biomécanique Polymère Structures. 62, 101, 133

**LaMcube** Laboratoire de Mécanique, Multiphysique, Multiéchelle. 106

**LEEE** Laboratoire d'Énergie et d'Économie d'Énergie. 54

**LEM3** Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux. 34, 46, 100

**LERMPS** Laboratoire d'Études et de Recherches sur les Matériaux, les Procédés et les Surfaces. 101

**LFM** Laboratoire de Fiabilité Mécanique. 61, 62

**LML** Laboratoire de Mécanique de Lille. 101, 102, 106, 133

**LPMM** Laboratoire de Physique et de Mécanique des Matériaux. 34, 49

**LSU** Louisiana State University. 63

**M4** Matière, Matériaux, Métallurgie, Mécanique. 46

**MAO** Multi Arc Oxydation. 88, 142

**MEDEA** METHodologie de Développement et de caractERisation des Abradables. 100, 102, 107

**MIM** Mathématique - Informatique - Mécanique. 33

**ONERA** Office National d'Études et de Recherches Aérospatiales. 100

**PME/TPE** Petites et Moyennes Entreprises/Très Petites Entreprises. 38, 41, 42

**REACH** Registration, Evaluation, Authorization and restriction of CHEmicals. 141

**SAE** SAFRAN Aircraft Engines. 70, 87, 88, 100, 107, 108, 140

**SHPB** Split Hopkinson Pressure Bar. 110, 127, 133, 134

**SPD** Severe Plastic Deformation. 89, 90, 93, 94

**TCR** Thermomécanique du Contact Rapide. 62

**TMP** Texture Matériaux Procédés. 67

**UGV** Usinage à Grande Vitesse. 49, 51, 56, 57, 60, 62, 68, 135

**UIMM** Union des Industries et Métiers de la Métallurgie. 41, 45

**UTBM** Université de Technologie de Belfort-Montbéliard. 101

**VER** Volume Élémentaire Représentatif. 6, 108, 109, 112, 116, 127, 133

**ZAT** Zones affectées thermiquement. 85, 86

# Bibliographie

- [1] C. Salomon. Process for the machining of metals of similarly acting materials when being worked by cutting tools. German Patent No. 523594.
- [2] R. L. Vaughn. Ultra high-speed machining—feasibility study. Contract AF 33 [600] 36232, Final Report, Production Engineering Department, Lockheed Aircraft Corp., Burbank, California, 1960.
- [3] Y. Tanaka, H. Tsuwa, and M. Kitano. Cutting mechanism in ultra high-speed-machining. ASME Paper No. 67-Prod-14, 1967.
- [4] J. P. Kottenstette and R. F. Recht. Ultra-high-speed machining experiments. In *Proceedings, Tenth North American Manufacturing Research Conference, Trans. Society of Manufacturing Engineers*, pages 263–270, 1982.
- [5] J. R. Klepaczko. An experimental technique for shear testing at high and very high strain rates : the case of a mild steel. *Int. J. Impact Engng*, 15(1) :29–35, 1994.
- [6] G. Sutter, A. Molinari, and L. Faure. An experimental study of high speed orthogonal cutting. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 120 :169–172, 1998.
- [7] B. Hopkinson. A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, 213(497-508) :437–456, 1914.
- [8] R. M. Davies. A critical study of the hopkinson pressure bar. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A*, 240(821) :375–457, 1948.
- [9] H. Kolsky. An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading. *Proceedings of the physical society. Section B*, 62(11) :676, 1949.
- [10] A. Molinari and D. Dudzinski. Stationary shear band in high-speed machining. *Comptes rendus de l'Académie des sciences. Série 2, Mécanique, Physique, Chimie, Sciences de l'univers, Sciences de la Terre*, 315(4) :399–405, 1992.
- [11] M. C. Shaw and J. O. Cookson. *Metal cutting principles*, volume 2. Oxford university press New York, 2005.
- [12] R. Komanduri and Z. B. Hou. A review of the experimental techniques for the measurement of heat and temperatures generated in some manufacturing processes and tribology. *Tribology international*, 34(10) :653–682, 2001.

- [13] T. Kitagawa, A. Kubo, and K. Maekawa. Temperature and wear of cutting tools in high-speed machining of Inconel 718 and Ti6 Al6 V2 Sn. *Wear*, 202(2) :142–148, 1997.
- [14] L. Li, B. Li, K. F. Ehmann, and X. Li. A thermo-mechanical model of dry orthogonal cutting and its experimental validation through embedded micro-scale thin film thermocouple arrays in pcbn tooling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 70 :70–87, 2013.
- [15] W. B. Rowe, S. C. E. Black, B. Mills, H. S. Qi, and M. N. Morgan. Experimental investigation of heat transfer in grinding. *CIRP annals*, 44(1) :329–332, 1995.
- [16] André Lefebvre. *Étude expérimentale et analytique pour la caractérisation des échanges thermiques locaux et globaux à l'interface meule/pièce en rectification*. PhD thesis, Université Paul Verlaine-Metz, 2005.
- [17] A. Lefebvre, F. Lanzetta, P. Lipinski, and A. A. Torrance. Measurement of grinding temperatures using a foil/workpiece thermocouple. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 58 :1–10, 2012.
- [18] G. Sutter, L. Faure, A. Molinari, N. Ranc, and V. Pina. An experimental technique for the measurement of temperature fields for the orthogonal cutting in high speed machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(7) :671–678, 2003.
- [19] Sylvain Philippon. *Etude expérimentale du frottement sec à grande vitesses de glissement*. PhD thesis, Université Paul Verlaine-Metz, 2004.
- [20] M. Zhou, A. J. Rosakis, and G. Ravichandran. Dynamically propagating shear bands in impact-loaded prenotched plates—i. experimental investigations of temperature signatures and propagation speed. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 44(6) :981–1006, 1996.
- [21] L. Faure, J. R. Klepaczko, and G. Sutter. Experimental study of adiabatic shear band propagation in impacted plates. *Le Journal de Physique IV*, 10(PR9) :Pr9–221, 2000.
- [22] J. R. Klepaczko. Plastic shearing at high and very high strain rates. *Le Journal de Physique IV*, 4(C8) :C8–35, 1994.
- [23] J. R. Klepaczko. An experimental technique for shear testing at high and very high strain rates. the case of a mild steel. *International journal of impact engineering*, 15(1) :25–39, 1994.
- [24] A. Rusinek and J. R. Klepaczko. Shear testing of a sheet steel at wide range of strain rates and a constitutive relation with strain-rate and temperature dependence of the flow stress. *International Journal of Plasticity*, 17(1) :87–115, 2001.
- [25] S. Philippon, G. Sutter, and A. Molinari. An experimental study of friction at high sliding velocities. *Wear*, 257(7-8) :777–784, 2004.
- [26] S. Philippon, G. Z. Voyiadjis, L. Faure, A. Lodygowski, A. Rusinek, P. Chevrier, and E. Dossou. A device enhancement for the dry sliding friction coefficient measurement between steel 1080 and vascomax with respect to surface roughness changes. *Experimental Mechanics*, 51 :337–358, 2011.
- [27] S. C. Lim, M. F. Ashby, and J. H. Brunton. The effects of sliding conditions on the dry friction of metals. *Acta Metallurgica*, 37(3) :767–772, 1989.
- [28] M. F. Ashby and S. C. Lim. Wear-mechanism maps. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24(5) :805–810, 1990.

- [29] A. Lodygowski, L. Faure, G.Z. Voyiadjis, and S. Philippon. Dry sliding friction experiments at elevated velocities. *Strain*, 47 :436–453, 2011.
- [30] Ghislain Roméo Yantio Njankeu Sabeya. *Comportement tribologique d'un alliage de titane traité et/ou revêtu en fretting à débattement libre*. PhD thesis, 2007.
- [31] G. Straffelini and A. Molinari. Dry sliding wear of ti-6al-4v alloy as influenced by the counterface and sliding conditions. *Wear*, 236(1-2) :328–338, 1999.
- [32] M. Qiu, Y. Z. Zhang, B. Shangguan, S. M. Du, and Z. W. Yan. The relationships between tribological behaviour and heat-transfer capability of ti6al4v alloys. *Wear*, 263(1-6) :653–657, 2007.
- [33] L. Faure, B. Bolle, S. Philippon, C. Schuman, P. Chevrier, and A. Tidu. Friction experiments for titanium alloy tribopairs sliding in dry conditions : Sub-surface and surface analysis. *Tribology international*, 54 :17–25, 2012.
- [34] J. D. Velásquez, A. Tidu, B. Bolle, P. Chevrier, and J. J. Fundenberger. Sub-surface and surface analysis of high speed machined ti-6al-4v alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 527(10-11) :2572–2578, 2010.
- [35] M. Qiu, Y. Zhang, J. Zhu, and J. Yang. Dry friction characteristics of ti-6al-4v alloy under high sliding velocity. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.*, 22(4) :582–585, 2007.
- [36] Chassaing Guillaume. Détermination du coefficient de frottement à haute vitesse du contact ti-6al-4v/ti-6al-4v et ti-6al-4v/ti-6al-4v revêtu cuniin : impact de la vitesse de frottement. Master's thesis, Université Paul Verlaine de Metz, Juin 2012.
- [37] Julien Vincent. *Étude expérimentale des interactions aube-abradable à très grandes vitesses : influence du matériau et de sa microstructure*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2015.
- [38] N. Bay and T. Wanheim. Real area of contact and friction stress at high pressure sliding contact. *Wear*, 38(2) :201–209, 1976.
- [39] N. Bay and T. Wanheim. Real area of contact between a rough tool and a smooth workpiece at high normal pressures. *Wear*, 38(2) :225–234, 1976.
- [40] T. Wanheim. Friction at high normal pressures. *Wear*, 25(2) :225–244, 1973.
- [41] A. Molinari, Y. Estrin, and S. Mercier. Dependence of the coefficient of friction on the sliding conditions in the high velocity range. *Journal of tribology*, 121 :35–41, 1999.
- [42] J. F. Archard. The temperature of rubbing surfaces. *wear*, 2(6) :438–455, 1959.
- [43] R. S. Montgomery. Friction and wear at high sliding speeds. *Wear*, 36(3) :275–298, 1976.
- [44] V. Prakash. A pressure-shear plate impact experiment for investigating transient friction. *Experimental Mechanics*, 35 :329–336, 1995.
- [45] F. J. Carignan and E. Rabinowicz. Friction and wear at high sliding speeds. *ASLE TRANSACTIONS*, 23(4) :451–459, 1980.
- [46] M. Kawamoto and K. Okabayashi. Study of dry sliding wear of cast iron as a function of surface temperature. *Wear*, 58(1) :59–95, 1980.
- [47] M. Godet. The third-body approach : a mechanical view of wear. *Wear*, 100(1-3) :437–452, 1984.

- [48] Y. Berthier. Experimental evidence for friction and wear modelling. *Wear*, 139(1) :77–92, 1990.
- [49] J. V. Beck. Thermocouple temperature disturbances in low conductivity materials. *J. Heat Transf.*, 84 :124–132, 1992.
- [50] G Chassaing, A Pougis, S Philippon, P Lipinski, L Faure, J Meriaux, K Demmou, and A Lefebvre. Experimental and numerical study of frictional heating during rapid interactions of a ti6al4v tribopair. *Wear*, 342 :322–333, 2015.
- [51] Carslaw H. S. and Jaeger J. C. *Conduction of heat in solids*. Clarendon press, oxford, 1, 1959.
- [52] Y. S. Mao, L. Wang, K. M. Chen, S. Q. Wang, and X. H. Cui. Tribo-layer and its role in dry sliding wear of ti–6al–4v alloy. *Wear*, 297(1-2) :1032–1039, 2013.
- [53] X. X. Li, Y. Zhou, X. L. Ji, Y. X. Li, and S. Q. Wang. Effects of sliding velocity on tribo-oxides and wear behavior of ti–6al–4v alloy. *Tribology International*, 91 :228–234, 2015.
- [54] G. P. Fernandes, W. Haertel Jr, P. S. Zanotto, and A. Sinatora. Influence of mild and severe wear condition in the formation and stability of friction film in clutch system. *Wear*, 302(1-2) :1384–1391, 2013.
- [55] G. Chassaing, L. Faure, S. Philippon, M. Coulibaly, A. Tidu, P. Chevrier, and J. Meriaux. Adhesive wear of a ti6al4v tribopair for a fast friction contact. *Wear*, 320 :25–33, 2014.
- [56] Mathieu Marquer. *Étude comparative du comportement tribologique de revêtements frottant à grande vitesse sur un alliage de titane : CoCrAlYSiBN, CuNiIn, et MAO*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2017.
- [57] M. Marquer, S. Philippon, L. Faure, G. Chassaing, J. Tardelli, and K. Demmou. Influence of two aps coatings on the high-speed tribological behavior of a contact between titanium alloys. *Tribology International*, 136 :13–22, 2019.
- [58] V. H. Hammond, B. C. Hornbuckle, A. K. Giri, A. J. Roberts, T. L. Luckenbaugh, J. M. Marsico, S. M. Grendahl, and K. A. Darling. Processing of bulk nanocrystalline metals at the us army research laboratory. *JoVE (Journal of Visualized Experiments)*, (133) :e56950, 2018.
- [59] Arnaud Pougis. *Affinement de microstructures de métaux par des déformations plastiques extrêmes*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2013.
- [60] A. Pougis, S. Philippon, R. Massion, L. Faure, J. J. Fundenberger, and L. S. Toth. Dry friction of steel under high pressure in quasi-static conditions. *Tribology International*, 67 :27–35, 2013.
- [61] X. Ma, M. De Rooij, and D. Schipper. A load dependent friction model for fully plastic contact conditions. *Wear*, 269(11-12) :790–796, 2010.
- [62] M. Sedlaček, B. Podgornik, and J. Vižintin. Influence of surface preparation on roughness parameters, friction and wear. *Wear*, 266(3-4) :482–487, 2009.
- [63] R. Massion, C. Franoux, C. Dureau, J. Vincent, L. Faure, and S. Philippon. Enhancement of a tribometer device dedicated to quasi-static friction conditions under high pressure. *Tribology Letters*, 70(2) :58, 2022.
- [64] Chloé Franoux. *Contribution expérimentale au frottement sec dans les procédés d'hyperdéformation : application au couple cuivre/acier*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2023.
- [65] R. C. Hendricks, R. E. Chupp, S. B. Lattime, and B. M. Steinetz. Turbomachine interface sealing. In *International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films*, number E 15116, 2005.

- [66] D. Aussavy, R. Bolot, G. Montavon, F. Peyraut, G. Szyndelman, J. Gurt-Santanach, and S. Selezneff. Ysz-polyester abrasable coatings manufactured by aps. *Journal of Thermal Spray Technology*, 25 :252–263, 2016.
- [67] M. O. Borel, A. R. Nicoll, H. W. Schla, R. K. Schmid, et al. The wear mechanisms occurring in abrasable seals of gas turbines. *Surface and coatings technology*, 39 :117–126, 1989.
- [68] B. Berthoul, A. Batailly, L. Stainier, M. Legrand, and P. Cartraud. Phenomenological modeling of abrasable wear in turbomachines. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 98 :770–785, 2018.
- [69] A. Millecamps, A. Batailly, M. Legrand, and F. Garcin. Snecma’s viewpoint on the numerical and experimental simulation of blade-tip/casing unilateral contacts. In *Turbo Expo : Power for Land, Sea, and Air*, volume 56772, page V07BT32A014, 2015.
- [70] M. Legrand, A. Batailly, and C. Pierre. Numerical investigation of abrasable coating removal in aircraft engines through plastic constitutive law. 2012.
- [71] A. Batailly, M. Cuny, M. Legrand, and S. Philippon. Numerical-experimental confrontation in the simulation of tool/abrasable material interaction. *Journal of engineering for gas turbines and power*, 135(6), 2013.
- [72] Romain Baptiste Mandard. *Dynamique de contact aube-revêtement abrasable : identification expérimentale de la force et des mécanismes d’interaction*. PhD thesis, Ecole centrale de Lille, 2015.
- [73] Baptiste Martinet. *Caractérisation thermomécanique et identification des endommagements d’un revêtement abrasable de compresseurs basse et haute pression en condition de contact sévère*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2019.
- [74] Q. Agrapart, F. Nyssen, D. Lavazec, P. Dufrenoy, and A. Batailly. Multi-physics numerical simulation of an experimentally predicted rubbing event in aircraft engines. *Journal of Sound and Vibration*, 460 :114869, 2019.
- [75] Y. Yu, J. Zhang, and J. Zhang. A modified brazilian disk tension test. *International journal of rock mechanics and mining sciences*, 46(2) :421–425, 2009.
- [76] X. Ma and A. Matthews. Investigation of abrasable seal coating performance using scratch testing. *Surface and Coatings Technology*, 202(4-7) :1214–1220, 2007.
- [77] X. Ma and A. Matthews. Evaluation of abrasable seal coating mechanical properties. *Wear*, 267(9-10) :1501–1510, 2009.
- [78] H. Wang. Criteria for analysis of abrasable coatings. *Surface and coatings technology*, 79(1-3) :71–75, 1996.
- [79] R. E. Johnston and W. J. Evans. Freestanding abrasable coating manufacture and tensile test development. *Surface and Coatings Technology*, 202(4-7) :725–729, 2007.
- [80] R. E. Johnston. Mechanical characterisation of als-hbn, nicral-bentonite, and nicral-bentonite-hbn freestanding abrasable coatings. *Surface and Coatings Technology*, 205(10) :3268–3273, 2011.
- [81] Sarah Baiz. *Etude expérimentale du contact aube/abrasable : contribution à la caractérisation mécanique des matériaux abrasables et de leur interaction dynamique sur banc rotatif avec une aube*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lille. oai : tel-00605091, 2011.

- [82] A. Pellegrino, M. J. Perez-Martin, K. Dragnevski, G. Zumpano, and N. Petrinic. Temperature and strain rate dependent mechanical response of metco 601 aluminium-polyester abrasible seal coating. In *EPJ Web of Conferences*, volume 183, page 04012. EDP Sciences, 2018.
- [83] J. Schindelin, I. Arganda-Carreras, E. Frise, V. Kaynig, M. Longair, T. Pietzsch, S. Preibisch, C. Rueden, S. Saalfeld, B. Schmid, et al. Fiji : an open-source platform for biological-image analysis. *Nature methods*, 9(7) :676–682, 2012.
- [84] W. Chen and B. Song. *Split Hopkinson (Kolsky) bar : design, testing and applications*. Springer Science & Business Media, 2010.
- [85] J. Duffy, J. D. Campbell, and R. H. Hawley. On the use of a torsional split hopkinson bar to study rate effects in 1100-0 aluminum. *Journal of Applied Mechanics*, 38(1) :83–91, 1971.
- [86] G. Ravichandran and G. Subhash. Critical appraisal of limiting strain rates for compression testing of ceramics in a split hopkinson pressure bar. *Journal of the American Ceramic Society*, 77(1) :263–267, 1994.
- [87] U. Zencker and R. Clos. Limiting conditions for compression testing of flat specimens in the split hopkinson pressure bar. *Experimental mechanics*, 39 :343–348, 1999.
- [88] B. Song, W. Chen, and T. Weerasooriya. Quasi-static and dynamic compressive behaviors of a s-2 glass/sc15 composite. *Journal of Composite Materials*, 37(19) :1723–1743, 2003.
- [89] P. Li, N. Vu Nguyen, and H. Hao. Dynamic compressive behaviour of mg foams manufactured by the direct foaming process. *Materials & Design*, 89 :636–641, 2016.
- [90] S. Skiba, L. Faure, S. Philippon, and J. Papisidero. Experimental investigation of the mechanical behavior of an alsipe abrasible coating at high strain rates for a large range of temperatures. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 6 :213–223, 2020.
- [91] B. Martinet, A. Cappella, S. Philippon, and C. Montebello. Effect of temperature on wear mechanisms of an aluminium-based abrasible coating for aircraft engines after a dynamic interaction with a ti6al4v blade. *Wear*, 446 :203202, 2020.
- [92] Stéphane Skiba. *Caractérisation thermomécanique et détermination de lois de comportement de revêtements abrasibles de compresseurs basse et haute pression de turboréacteurs pour de larges gammes de vitesses de déformation et de températures*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2019.
- [93] S. Skiba, B. Chevrier, L. Faure, and S. Philippon. Thermoelastoviscoplastic bilinear compressive constitutive law of an alsipe abrasible material based on experimental investigations. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 7 :499–508, 2021.
- [94] G. R. Johnson. A constitutive model and data for metals subject to large strains, high strain rate and high temperatures. In *Proc. of 7th Int. Symp. on Ballistics, The Hague*, 1983.
- [95] B. Chevrier, J. Vincent, L. Faure, and S. Philippon. Identification of constitutive laws' parameters by means of experimental tests on alsipe abrasible coating. *Materials & Design*, 218 :110673, 2022.
- [96] J. Blaber, B. Adair, and A. Antoniou. Ncorr : open-source 2d digital image correlation matlab software. *Experimental Mechanics*, 55(6) :1105–1122, 2015.
- [97] D. Rittel, L. H. Zhang, and S. Osovski. The dependence of the taylor–quinney coefficient on the dynamic loading mode. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 107 :96–114, 2017.

- 
- [98] M. Prot and T. J. Cloete. A tandem momentum trap for dynamic specimen recovery during split hopkinson pressure bar testing of cancellous bone. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 2 :50–58, 2016.
- [99] Y. N. Liang, S. Z. Li, and S. Li. Evaluation of abrasability of porous seal materials in a single-pendulum scratch device. *Wear*, 177(2) :167–173, 1994.
- [100] X. Huang, J. and Cao, X. Chen, X. Guo, M. Li, W. Wang, S. Dong, L. Liu, and M. Chen. A comprehensive review of thermally sprayed abrasable sealing coatings : Focusing on abrasability. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2024.